
Федеральное государственное унитарное предприятие
«Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации

(ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)



Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»

**Всероссийская
научно-техническая конференция
«Высокопрочные стали для аэрокосмической
техники и технологии их производства»**

Материалы конференции

6 сентября 2019 г.

Электронное издание

Москва

2019

УДК 669+621.7+620.18

ББК 34.2+34.3+34.62

В93

Редакционная коллегия:

М.М. Бакрадзе, к.т.н., начальник НИО; А.В. Востриков, к.т.н., заместитель начальника НИО; В.И. Громов, к.т.н., начальник лаборатории № 605; Э.А. Елисеев, к.т.н., заместитель начальника лаборатории № 605 по науке; Д.В. Капитаненко, заместитель начальника лаборатории № 623 по науке; Е.А. Шеин, к.т.н., главный специалист; М.С. Закржевская, инженер 2-й категории.

Высокопрочные стали для аэрокосмической техники и технологии их производства : материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 6 сентября 2019 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2019. – 134 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-49-4. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:
– высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали;
– новые подшипниковые стали;
– развитие технологии вакуумной химико-термической обработки конструкционных сталей;
– разработка составов и технологий получения коррозионностойких сталей со сверхравновесным содержанием азота.

УДК 669+621.7+620.18

ББК 34.2+34.3+34.62

ISBN 978-5-905217-49-4

© ФГУП «ВИАМ», 2019

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

Е.Н. Каблов – профессор, д.т.н., академик РАН, Генеральный директор.

Заместители председателя:

В.В. Антипов – к.т.н., заместитель Генерального директора по металлическим материалам.

Члены организационного комитета:

Д.Е. Каблов – к.т.н., заместитель начальника управления;

А.А. Каныгин – начальник управления;

В.И. Громов - к.т.н., начальник лаборатории № 605;

Д.В. Капитаненко - заместитель начальника лаборатории № 623 по науке;

И.Ю. Ширяева – начальник сектора;

С.Г. Платонов – ведущий специалист;

Е.А. Цилин – инженер 2-й категории.

А.В. Бабин – ведущий инженер;

СОДЕРЖАНИЕ

Новые высокопрочные конструкционные стали разработки ФГУП «ВИАМ».....	6
Бакрадзе М.М.; Громов В.И.	
Мартенситностареющие стали ВИАМ для ответственных деталей ГТД.....	15
Якушева Н.А.; Громов В.И.	
Анализ влияния легирования на стабильность аустенита азотсодержащих сталей.....	26
Баннх И.О.	
Новая подшипниковая сталь ВКС 241 и стали со сверхравновесным содержанием азота	39
Громов В.И.; Вознесенская Н.М.; Леонов А.В.	
Обработка давлением высокопрочной стали, применяемой в авиационной технике	46
Капитаненко Д.В.; Летникова Е.Ю.; Выдумкина С.В.; Якушева Н.А.	
Разработка технологии выплавки высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180ИД с пониженным содержанием газов и примесей.....	54
Крылов С.А.; Егоров Е.В.; Неруш С.В.	
Рулонный прокат из конструкционной стали с дисперсионным упрочнением, произведенный в условиях литейно-прокатного комплекса.....	67
Науменко В.В.; Багмет О.А.; Баранова О.А.	
Методика построения кривых упрочнения по результатам испытаний на кручение конических образцов из стали.....	91
Петров П.А.; Калпин Ю.Г.; Выдумкина С.В.	

Влияние структурно-фазового состояния стали 05X21AG15H8MФЛ с 0,5% N на ее хладостойкость..... 102

Костина М.В.; Блинов В.М.; Поломошнов П.Ю.; Блинов Е.В.; Мурадян С.О.

Разработка процессов вакуумной термической и химико-термической обработки в ФГУП «ВИАМ» 117

Севальнёв Г.С.

Сварка высокопрочной коррозионностойкой стали ВНС-72..... 127

Паршуков Л.И.; Ковальчук В.Г.; Ходакова Е.А.; Попов К.Н.

УДК 669

Новые высокопрочные конструкционные стали разработки ФГУП «ВИАМ»

Бакрадзе М.М.¹, к.т.н.; Громов В.И.¹, к.т.н.

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

В настоящее время основные усилия разработчиков новых сталей направлены на решение следующих задач:

– Создание новых высокопрочных конструкционных сталей, том числе упрочняемых вакуумной и ионно-вакуумной химико-термической обработкой, позволяющих повысить характеристики выносливости и прочности материалов.

– Создание высокопрочных коррозионностойких конструкционных свариваемых сталей, в том числе со сверхравновесным содержанием азота, обладающих высокой прочностью и выносливостью.

– Создание новых подшипниковых сталей по своим характеристикам не уступающим зарубежным аналогам.

Ключевые слова:

высокопрочная сталь; сверхравновесное содержание азота.

Высокопрочные конструкционные стали

К настоящему времени наиболее применяемыми в отечественной аэрокосмической технике являются отечественные цементуемые стали мартенситного класса, разработанные в ФГУП «ВИАМ». К ним относятся стали ВКС-10, ВКС-5, ВКС-7 и др., статическая прочность которых достигает 1300 МПа при твёрдости цементованного слоя ≥ 60 HRC.

Находят свое применение сталь мартенситного класса ЭИ 415 и многочисленные стали переходного класса (12ХН3А, 12Х2Н4МА и др.).

Разработанная в ФГУП «ВИАМ» цементуемая дисперсионно-твердеющая сталь (ВКС 10У-Ш) после вакуумной цементации обеспечивает теплостойкость на уровне 450°C (длительно), 500°C (кратковременно) и твёрдость цементуемой поверхности ≥ 60 HRC.

В ФГУП «ВИАМ» разработаны прогрессивные экологически чистые ресурсосберегающие процессы вакуумной термической и химико-термической обработки.

Преимущества вакуумной термической и химико-термической обработки заключаются в следующем:

- полностью отсутствует окисление поверхности;
- уменьшается уровень припусков на металлообработку;
- водородное охрупчивание поверхности стали исключается;
- коробление деталей и их деформация сведены к минимуму;
- гарантируется максимальное качество термообработки;
- экологически чистая безопасность технологии;
- экономия расхода электроэнергии;
- управление и контроль процесса полностью автоматизирован.

Для изготовления высокопрочных деталей авиационной техники в ФГУП «ВИАМ» разработана высокопрочная среднелегированная конструкционная сталь ВКС9-ИД (35ХС2Н3М1ФА-ИД), обладающая прочностью свыше 1950 МПа и работоспособная в температурном интервале

от -70 до 250°C. Сталь может быть изготовлена в крупном сорте (300 мм), обладает высокими характеристиками вязкости, пластичности, сопротивления коррозионному растрескиванию, усталости, по своим характеристикам превосходит широко применяемую отечественную сталь 30ХГСН2А и не уступает зарубежной стали 300М аналогичного назначения.

В ФГУП «ВИАМ» разработаны высокопрочные конструкционные безуглеродистые мартенситностареющие стали марок ВКС 170, ВКС 180 с системой легирования Fe-18Ni-9Co-Mo-Ti, имеющие уровень прочности σ_B от 1570 и 1720 МПа. Разработанные стали обладают уникальным сочетанием физико-механических свойств: наряду с высокими прочностными характеристиками ($\sigma_{\text{пл}}$, $\sigma_{0,2}$, σ_B) они имеют высокую вязкость, пластичность, сопротивление усталости, коррозионно-водородному растрескиванию и хрупкому разрушению, обладают теплопрочностью и низкой хладноломкостью.

Стали данной системы легирования обладают неограниченной прокаливаемостью и высокой технологичностью при изготовлении деталей (не требуют предварительного отжига, в закаленном состоянии имеют твердость 24-32 HRC), что позволяет проводить различные виды холодной обработки давлением (раскатку, высадку, накатку резьбы) и без затруднений проводить механическую обработку резанием.

Упрочняющая обработка (старение) мартенситностареющих сталей проводится при низких температурах (~500°C) за счет выделения из безуглеродистой мартенситной матрицы высокодисперсных интерметаллидов – преимущественно Ni₃Ti. При этом изменение размеров минимально, не возникает поводок и короблений, обычных для среднелегированных сталей, которые упрочняются закалкой от высоких температур.

Проведенные исследования характеристик длительной прочности и ползучести мартенситностареющих безуглеродистых сталей показали, что их

можно рассматривать как перспективный материал для авиационных двигателей (валов ГТД), работающих при температурах до 400°C, взамен традиционно применяемых сталей ЭП517 и ЭИ961. Повышение весовой эффективности и долговечности валов ГТД за счет использования мартенситностареющих сталей, позволило применить сталь ВКС-170 для изготовления валов ТНД двигателя ПД-14, а сталь ВКС-180 рекомендовать для вала ТНД перспективного вертолетного двигателя.

В России для изготовления теплостойких подшипников широко используется сталь 8Х4В9Ф2-Ш (ЭИ347). Сталь ЭИ347 обладает высокой прочностью и теплостойкостью. Однако структура этой стали может характеризоваться высокой карбидной неоднородностью, что крайне неблагоприятно для подшипников. Карбидная неоднородность может способствовать выкрашиванию рабочей поверхности подшипников, что снижает их долговечность.

За рубежом для изготовления теплостойких подшипников применяется сталь М50, отличающаяся высокими прочностными свойствами, высокой теплостойкостью, низкой карбидной неоднородностью.

В ФГУП «ВИАМ» создана теплостойкая подшипниковая сталь 8Х5М3ВФБ (ВКС241), не уступающая стали М50 и превосходящая сталь ЭИ347 по карбидной неоднородности полуфабрикатов из нее.

Разработанная сталь ВКС241 содержит значительно меньшее количество легирующих элементов вольфрама и молибдена по сравнению со сталью ЭИ347.

Проведенные ФГУП «ВИАМ» и АО «Металлургический завод «Электросталь» научно-исследовательские работы позволили разработать технологию вакуумно-индукционной выплавки, вакуумно-дугового переплава и горячей деформации стали ВКС241.

В условиях ОАО «ЕПК Самара» при технологическом сопровождении ФГУП «ВИАМ» изготовлена опытно-промышленная партия подшипников из

стали ВКС241 и проведены их стендовые испытания, в результате которых установлено, что все подшипники отработали на стенде установленный ресурс без замечаний.

В условиях работы в коррозионной среде, например, во влажном морском климате, необходимы материалы, обладающие высокой коррозионной стойкостью. В авиации к коррозионностойким сталям предъявляют широкий ряд требований: высокие прочность, сопротивление повторным нагрузкам, стойкость к коррозионному растрескиванию и одновременно пластичность и вязкость [1].

Перспективными являются коррозионностойкие хромоникелевые стали мартенситного и переходного (аустенитно-мартенситного) классов, легированные совместно углеродом и азотом. Азот, как и любой элемент внедрения, повышает прочностные свойства материалов, однако азотсодержащие стали обладают более высокими характеристиками пластичности, вязкости разрушения, коррозионной стойкости по сравнению с традиционно применяющимися хромоникелевыми коррозионностойкими сталями.

Одним из представителей сталей с повышенным содержанием азота (0,12–0,13 % масс.) является высокопрочная коррозионностойкая экономнолегированная сталь ВНС-74 (05X16H5AB) мартенситного класса, разработанная ФГУП «ВИАМ» совместно с ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова для изготовления крепежных деталей.

В машиностроении для изготовления крепежа (болтов, гаек и т. д.), в том числе сложной формы и малых размеров, используется метод холодной высадки, позволяющий изготавливать изделия, практически не требующие последующей механической обработки. Данный метод обеспечивает деталям качество, надежность и прочность за счет сохранения правильного расположения волокон в деталях [2]. Процесс холодной высадки зависит от многих факторов, основными из которых являются пластичность материала,

подвергаемого деформации, химический состав, механические свойства, величина зерна.

Сталь ВНС-74 с прочностью $\sigma_{\text{в}} \geq 1400$ МПа, разработанная для изготовления высадного крепежа, получаемого холодной деформацией, обладает высокими прочностными характеристиками и высокой технологичностью.

Исследование механических свойств крепежных деталей, изготовленных на ОАО «Нормаль» из стали ВНС-74, показало, что при высокой прочности детали обладают высокой пластичностью и не чувствительны к перекосу 6 град. Сталь ВНС-74 рекомендуется для эксплуатации при температурах от -70 до $+200^{\circ}\text{C}$ во всеклиматических условиях.

Более высокой прочностью $\sigma_{\text{в}} \geq 1750$ МПа обладает разработанная в ФГУП «ВИАМ» коррозионностойкая сталь ВНС-72 (15X14H4ГАМ), содержащая до 0,14–0,15% азота, которая отличается помимо высоких прочностных параметров) высокими пластичностью, надежностью и трещиностойкостью [3]. Сталь принадлежит к переходному классу, упрочняется за счет суммарного содержания азота и углерода $\sim 0,30\%$ и обладает более высокой прочностью при сохранении высокой пластичности и трещиностойкости по сравнению с отечественной сталью ВНС-5 и зарубежной сталью АМ-355.

В ряде случаев проведение термической обработки сложных крупногабаритных сварных конструкций с большим перепадом сечения весьма проблематично. Для решения этой проблемы создана высокопрочная коррозионностойкая сталь ВНС-73 (10X13H4K4M3C2A), не требующая обязательной термической обработки после сварки.

Химический состав стали ВНС-73 разработан на базе химического состава широко применяемой стали ЭП817 (06X14H6Д2МБТ) аналогичного назначения. Однако дополнительное легирование этой стали азотом,

кремнием и кобальтом позволило получить материал с более высокими характеристиками прочности и надежности (скорость роста трещины усталости и сопротивление малоциклового усталости) как сварных, так и несварных деталей. Сталь ВНС-73 с прочностью $\sigma_{в} \geq 1375$ МПа предназначена для изготовления силовых деталей самолетов, длительно работающих при температурах от -70 до $+200^{\circ}\text{C}$ во всеклиматических условиях. Сталь ВНС-73 хорошо сваривается аргоно-дуговой сваркой (АрДЭС) с присадкой и без присадки, после сварки не требует обязательной термообработки.

Все более широкое применение в мире в различных отраслях промышленности находят стали со сверхравновесным содержанием азота. Такие стали требуют специальных методов выплавки и рафинирующего переплава, в частности в печах электрошлакового переплава под избыточным давлением азота. Электрошлаковый переплав под давлением позволяет получать слитки с плотной (отсутствие пор) и дисперсной макроструктурой.

В ФГУП «ВИАМ» впервые в России изготовлена и запущена в эксплуатацию печь электрошлакового переплава под давлением ДЭШП-0,1 полупромышленного типа [4].

В проведенные исследования и разработки в области высокоазотистых сталей позволили ФГУП «ВИАМ» создать высокопрочную коррозионностойкую сталь с сверхравновесным содержанием азота по своим характеристикам не уступающей зарубежной стали Cronidur30. Разработанную сталь предполагается применить для изготовления прецизионных шариковых подшипников качения.

Особый интерес представляет аустенитная коррозионностойкая сталь ВНС53-ПД с прочностью $\sigma_{в} \geq 980$ МПа, отличающаяся значительно более высокими механическими свойствами по сравнению с традиционно применяемой в аэрокосмической технике сталью 12X18H10T ($\sigma_{в} \geq 600$ МПа).

Изготовление трубопроводов гидравлической системы газотурбинных двигателей из стали ВНС53-ПД позволит повысить весовые характеристики

двигателя за счет уменьшения толщины стенок трубопроводов, повысить кратковременную и усталостную прочность по сравнению с серийной сталью 12Х18Н10Т.

Заключение

Высокие компетенции ФГУП «ВИАМ» в области разработки и производства материалов для аэрокосмической отрасли машиностроения позволяют предложить нашим партнерам

Разработку:

– новых составов теплостойких конструкционных и коррозионностойких цементируемых, азотируемых и объемно-упрочняемых сталей для деталей машин, включая подшипниковые стали;

– технологических процессов металлургического производства, термической и химико-термической обработки конструкционных и коррозионностойких сталей;

– нормативной документации по металлургическому производству полуфабрикатов, термической обработке и химико-термической, применению, особенностям конструирования и технологии изготовления деталей из конструкционных и коррозионностойких сталей.

Поставку:

– опытно-промышленных партий полуфабрикатов из конструкционных и коррозионностойких сталей;

– опытно-промышленных партий деталей и полуфабрикатов после термической и химико-термической обработки.

Литература

1. Шалькевич А.Б., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Маркова Е.С. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для

самолетов нового поколения // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ, 2007. С. 142–150.

2. Мокринский В.И. Производство болтов холодной объемной штамповкой. М.: Металлургия. 1978. 71 с.

3. Тонышева О.А., Вознесенская Н.М., Елисеев Э.А., Шалькевич А.Б. Исследование новой высокопрочной экономнолегированной азотосодержащей стали повышенной надежности // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2011. №SP2. С. 17–20.

4. Крылов С.А., Евгенов А.Г., Щербаков А.И., Макаров А.А. Новая электрошлаковая печь под давлением ДЭШП-0,1: освоение и перспективы развития // Труды ВИАМ. 2016. №5. Ст.04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 20.07.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-5-4-4.

УДК 669

**Мартенситностареющие стали ВИАМ для
ответственных деталей ГТД**

Якушева Н.А.¹; Громов В.И.¹, к.т.н.

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Представлены сведения о технологии металлургического производства, структуре, механических свойствах и применении высокопрочных конструкционных мартенситностареющих сталей.

Ключевые слова:

мартенситностареющая сталь.

Повышение весовой эффективности и ресурса при разработке новых авиационных двигателей является актуальной задачей. Материаловедческой задачей в этом вопросе является разработка материалов с повышенной удельной прочностью, в частности для таких габаритных деталей как валы ТНД. В настоящее время в конструкциях отечественных авиационных двигателей для изготовления валов традиционно используются теплопрочные мартенситные хромистые стали ЭИ961 (13X11H2B2MФ), ЭП517 (15X12H2MФВА-Б), ЭП866 (15X16K5H2MBФАБ), работоспособные до температур 600–650°C и термически обрабатываемые на прочность (1080–1120) МПа [1–4].

Задача существенного снижения массы вала путем повышения прочности сталей данного класса практически невыполнима, так как даже небольшое повышение прочности на $\sim 10\%$ за счет дополнительного легирования приводит к снижению характеристик пластичности стали, а также надежности материала, в том числе трещиностойкости и вязкости.

Для решения задачи повышения весовой эффективности конструкций представляет интерес использовать для валов ГТД высокопрочные конструкционные особо низкоуглеродистые мартенситностареющие стали системы легирования Fe-18Ni-Co-Mo-Ti, разработанные во ФГУП «ВИАМ»: ВКС-170 ($\sigma_{\text{в}} \geq 1570$ МПа), ВКС-180 ($\sigma_{\text{в}} \geq 1720$ МПа), ВКС-210 ($\sigma_{\text{в}} \geq 1900$ МПа). Сталь ВКС-210 рекомендована для сварных и несварных деталей, работающих при температурах до 280°C; сталь ВКС-170 – для сварных и несварных деталей, крепежа, эксплуатирующихся длительно со всеклиматических условиях от -196°C до 400°C; сталь ВКС-180 – для силовых деталей, работающих при температурах от -70 до 400°C с соответствующей защитой от коррозии [5–6].

Данные стали обладают уникальным сочетанием физико-механических свойств: наряду с высокими прочностными характеристиками ($\sigma_{\text{шц}}$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{в}}$) они имеют высокую вязкость, пластичность, сопротивление повторно-

статическим нагрузкам, коррозионно-водородному растрескиванию и хрупкому разрушению, обладают теплопрочностью и низкой хладноломкостью. Мартенситностареющие стали системы легирования Fe-18Ni-Co-Mo-Ti нашли применение для изготовления тяжело нагруженных деталей и узлов самолетов (деталей шасси, осей, болтов крепления крыла и фюзеляжа, шестерен редукторов агрегатов управления самолетов, а также деталей орбитального космического корабля «Буран»).

Высокие характеристики пластичности с одновременно высокой прочностью обусловлены получением высокопластичного мартенсита за счет комплексного легирования никелем (~ 18%), кобальтом (~ 8-9%) при минимальном содержании углерода ($\leq 0,03\%$), азота, марганца ($< 0,1\%$), кремния ($< 0,1\%$), серы и фосфора, а также специальными режимами выплавки и горячей деформации. В таблице 1 приведены прочностные свойства, характеристики надежности и трещиностойкости мартенситностареющих сталей в сравнении с 30ХГСН2А, в таблице 2 – с применяемыми жаропрочными хромистыми сталями ЭП517 и ЭИ961.

Таблица 1

Прочностные свойства, характеристики надежности и трещиностойкости мартенситностареющих сталей в сравнении с 30ХГСН2А

Марка стали	Температура испытаний	$\sigma_{пц}$	$\sigma_{0,2}$	σ_b	ψ	KCU	K_{IC}	σ_b^H/σ_b^*	σ_{-1}
	°С	МПа не менее			%	Дж/см ²	МПа·√м		МПа N=1×10 ⁷ ц
ВКС-170	+20	1300	1520	1570	60	49	115	1,6	660
	-70	1400	1600	1700	50	39	108	1,5	-
	-130	-	-	1900	50	39	105	1,5	-
	-196	1700	1900	2000	40	35	-	1,3	-
ВКС-180	+20	1380	1610	1720	50	49	105	1,5	700
	-70	1530	1700	1770	50	49	90	1,5	-
ВКС-210	+20	1620	1810	1900	45	30	80-85	1,35	720
	-70	-	2000	2050	40	27	60-70	1,25	-
	-130	-	2060	2100	35	20	60	1,2	-
30ХГСН2А	+20	1000	1350	1700	45	59	80	1,3	660
	-70	1100	1450	1800	40	44	45	1,25	-

* - образцы цилиндрические с надрезом ($K_t=4,0$)

Таблица 2

Сравнительные механические свойства сталей ВКС-170, ВКС-180, ЭП517, ЭИ961 при повышенных температурах

Марка стали	Температура испытаний	$\sigma_{0,2}$	σ_b	σ_{-1}	σ_{100}^t	$\sigma_{0,2/100}^t$	
	°С						МПа
ВКС-170	20	1520	1570	$N=1 \times 10^7$	660	-	
	400	1200	1330		490	$\frac{1000}{950^*}$	$\frac{800}{460^*}$
	450	1100	1230		-	780	460
ВКС-180	20	1610	1720	$N=2 \times 10^7$	650	-	
	400	1250	1380		510	1100	800
	450	1200	1300		-	800	470
ЭП517	20	950	1100	$N=1 \times 10^7$	550	-	
	400	800	850		490	880	
	450	770	800		-	780	
ЭИ961	20	950	1100	$N=1 \times 10^7$	520	-	
	400	850	950		-	770	
	450	800	930		-	710	

* при испытании на базе 1000 ч.

Стали указанной системы легирования характеризуются высокой технологичностью, обладают сквозной прокаливаемостью, в интервале температур (850–1200)°С обладают высокой горячей технологической пластичностью с допустимой степенью деформации до 80% и в закаленном состоянии имеют структуру безуглеродистого мартенсита с невысокой твердостью (24-32 HRC), что позволяет избежать закалочных трещин и проводить различные виды холодной обработки давлением (раскатку, высадку, накатку резьбы), а так же без затруднений подвергать механической обработке резанием.

Упрочнение этих сталей достигается за счет дисперсионного твердения при температуре $\sim 500^\circ\text{C}$ в результате выделения, в основном, мелкодисперсных интерметаллидных фаз типа Ni_3Mo , Ni_3Ti , $\text{Ni}_3(\text{TiMo})$. При таком механизме упрочнения практически отсутствуют поковки и коробление деталей, что в свою очередь позволяет из закаленных заготовок изготавливать практически готовые детали с небольшими припусками под чистовые размеры.

При металлургическом производстве высокопрочных конструкционных мартенситностареющих сталей для получения высокой чистоты по неметаллическим включениям и снижения газовых примесей используют специальные дулекс-вакуумные методы выплавки: вакуумно-индукционная выплавка с последующим вакуумно-дуговым переплавом – (ВИ + ВДП) = ИД или вакуумно-индукционная выплавка с последующим электронно-лучевым переплавом – (ВИ + ЭЛП) = ИЛ. Применение таких способов выплавки, а также использования чистых шихтовых материалов, специальных способов раскисления щелочными (Са или Mg) и модифицирования редкоземельными (Ce, La, Y) металлами существенно повышает пластичность и уменьшает анизотропию свойств, что является ключевым фактором для крупногабаритных деталей [7–9].

Необходимо отметить, что присутствие в указанных сталях титана создает трудности в обеспечении высокой вязкости и пластичности при изготовлении крупных деталей. Углерод и азот, являющиеся вредными элементами для мартенситностареющих сталей системы легирования 18Ni-Co-Mo-Ti, обладают высоким химическим сродством с титаном, образуя с ним труднорастворимые карбиды или карбонитриды и выводя титан из твердого раствора, снижают прочностные характеристики сталей. Образующиеся карбиды или карбонитриды титана выделяются в основном по границам аустенитного зерна, что приводит к существенной потере пластичности сталей и может повлечь преждевременное хрупкое разрушение материала. Типичная микроструктура сталей рассматриваемой системы легирования с карбонитридными выделениями представлена на рисунке 1, изломы образцов с хрупким разрушением – на рисунке 2.

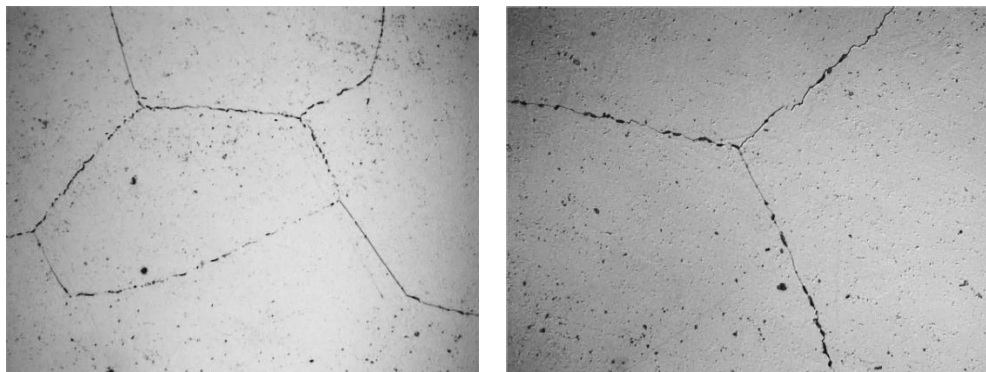


Рис. 1 – Микроструктура мартенситносталя с карбонитридными выделениями ($\times 500$ и $\times 1000$)

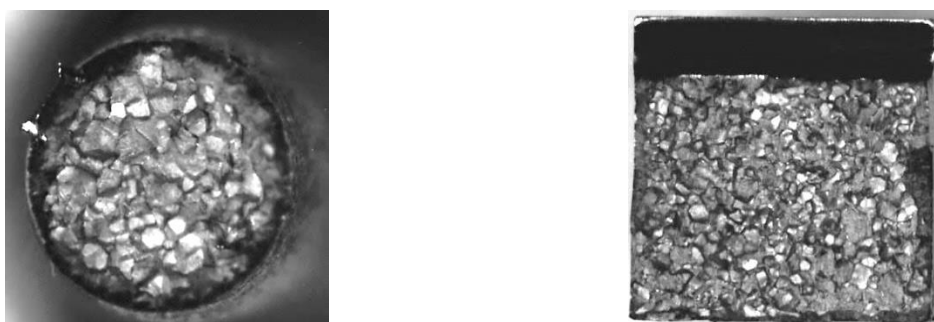


Рис. 2 – Изломы образцов с охрупчивающими выделениями (поперечное направление) ($\psi \approx 10\%$; $KCU \approx 15$ Дж/см²)

Еще одной особенностью низкоуглеродистых мартенситносталя является технология их металлургического производства: после горячей деформации слитков не удается получить однородную мелкозернистую структуру на полуфабрикатах больших сечений: величина зерна в крупноразмерных заготовках колеблется от 0 до 5 балла [10–11]. Для устранения разнотерности и выравнивания ликвационной неоднородности, растворения карбонитридов титана а, следовательно, повышения механических свойств, в том числе вязкости и пластичности, во ФГУП «ВИАМ» разработаны специальные режимы термообработки, включающие закалку с высоких температур с охлаждением в воде и последующие закали для получения однородной мелкозернистой структуры. Применение данных режимов термообработки крупномерных деталей обеспечивает растворение карбидных и карбонитридных выделений по границам старого аустенитного зерна, и, как следствие, высокую

пластичность так в долевом, так и в поперечном направлении. Типичные микроструктуры после проведения термической обработки представлены на рисунке 3.

Одним из достоинств указанных сталей является высокая теплопрочность и способность работать при повышенных температурах длительно до 400°C. Исследование влияния длительных нагревов при температурах 400 и 450°C в течение 500–1000 ч показало, что пластичность и вязкость сталей не ухудшаются (таблица 3). При повышении температуры эксплуатации до 450°C наблюдается разупрочнение сталей, связанное с изменением их фазового и структурного состояния: происходит нарушение когерентности избыточных фаз Ni_3Ti с матрицей, их коагуляция и появление аустенита обратного перехода.

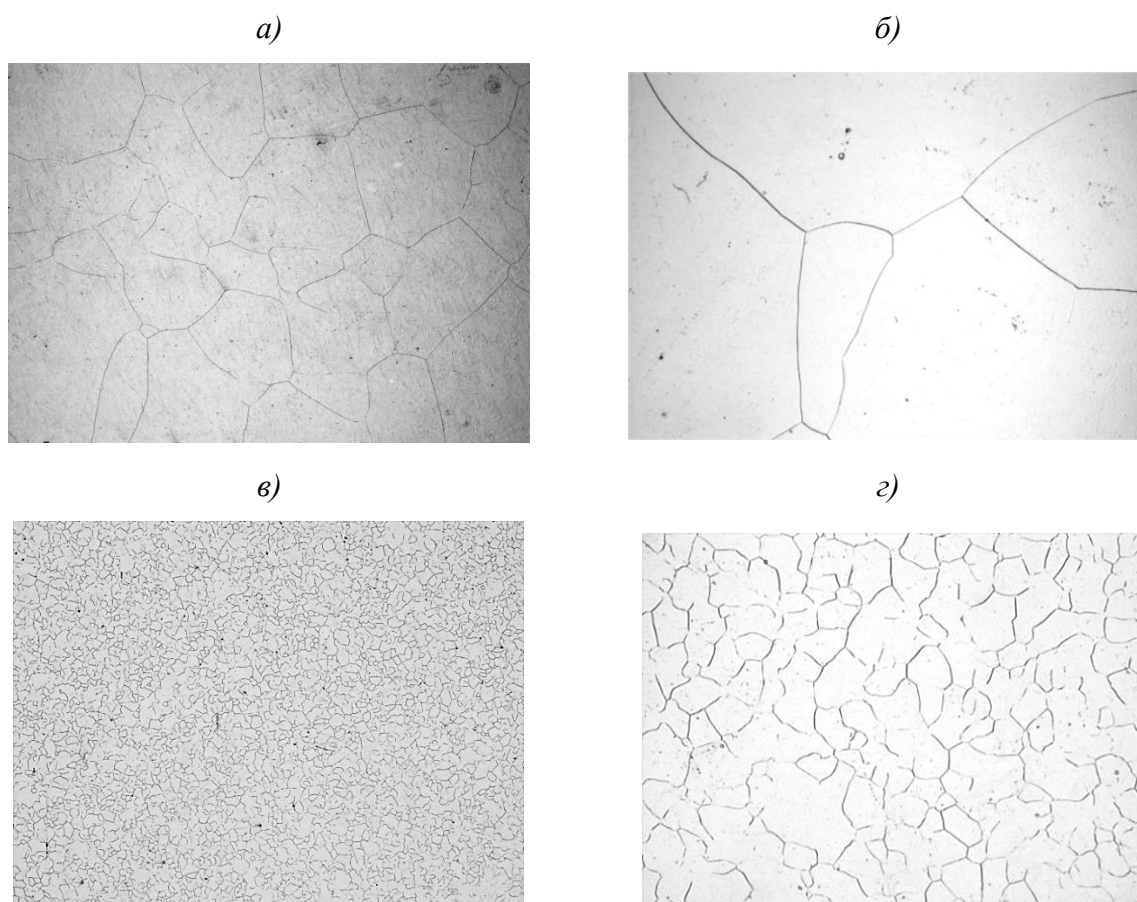


Рис. 3 – Типичная микроструктура мартенситно-старееющих сталей
(увеличение $\times 100$ и $\times 500$)

а, б – после гомогенизирующей закалки; в, г – после перекристаллизационных закалок

Таблица 3

Влияние длительных нагревов на механические свойства сталей ВКС-170 и ВКС-180

Состояние	$\sigma_{0,2}$	σ_B	ψ	δ_5	KCU^{+20}	HRC
	МПа		%		Дж/см ²	
Сталь ВКС-170						
Исходное состояние (без нагрева)	1660	1710	64	9	60-80	48,5-49
Нагрев 400 °С, 500ч	1800	1830	60	9	50-60	51,5
Нагрев 400 °С, 750ч	1840	1870	60	8	50-60	-
Нагрев 450 °С, 500ч	1650	1700	60	10	60-70	49
Сталь ВКС-180						
Исходное состояние (без агрева)	1740	1780	61	-	70/63*	-
Нагрев 400 °С, 1000ч	1790	1815	58	-	68/54*	-
Нагрев 450 °С, 500ч	1570	1620	61	-	81/68*	-

* - KCU при -70°С

В настоящее время высокопрочные конструкционные мартенситностареющие стали нашли применение для изготовления валов ТНД. За рубежом для двигателя SaM146 (Франция) использована сталь Maraging250, являющаяся прямым аналогом стали ВКС-180. В конструкции ТНД двигателя GE-90, используемого для самолетов Boeing-777 и его модификаций, применена мартенситностареющая сталь, имеющая максимальный предел прочности $\sigma_B=1840$ МПа. В отечественном двигателестроении для повышения весовой эффективности в конструкции перспективного отечественного двигателя ПД-14 для ближне- и среднемагистральных самолетов для основной детали двигателя – вала ТНД, а также особо ответственных крупногабаритных деталях (кронштейны, тяги, качалки) применена сталь ВКС-170. Изготовленные валы прошли эквивалентно-циклические испытания с наработкой не менее 70 000 циклов, дефектов на валах не обнаружено. В настоящее время испытания продолжаются до полной поломки вала.

Более высокопрочная мартенситностареющая сталь ВКС-180 с прочностью $\sigma_B \geq 1720$ МПа прошла полное металлургическое и технологическое освоение для вала перспективного вертолетного двигателя

ВК-2500М производства АО «ОДК-Климов». Проведены технологические испытания с определением фактического запаса прочности вала и предела выносливости, показавшие способность вала противостоять существующим максимальным рабочим нагрузкам.

Проведенные исследования механических свойств на крупногабаритных заготовках (валах) показали высокий уровень характеристик прочности, пластичности, находящийся на уровне паспортных значений, полученных на мелком сорте (таблица 4).

Таблица 4

Оценка механических свойств крупногабаритных полуфабрикатов из стали ВКС-170 и ВКС-180

Характеристика	Температура испытаний	ВКС-170		ВКС-180		ЭП517, ЭП866
	°С	Поковки Ø 175-235 мм	Паспорт (пруток Ø 25 мм)	Прутки Ø 130 мм	Паспорт (пруток Ø 25 мм)	
σ_B	20	1620	1570	1745	1720	1100
	400	1340	1330	1450	1380	950
	450	1240	1230	1305	1300	900
$\sigma_{0,2}$	20	1560	1520	1710	1620	950
	400	1190	1180	1315	1250	850
	450	1100	1100	1240	1200	800
σ_{-1} $N=1 \times 10^7$ ц.	20	700	660	800	650 ($N=2 \times 10^7$)	550
	400	500	490	585	510 ($N=2 \times 10^7$)	490
σ_{100}^t	400	1100	1100	1100	975	800
	450	820	780	900	800	750

Применение высокопрочных мартенситностареющих сталей ВКС-170 и ВКС-180, превосходящих по прочностным и усталостным характеристикам ЭП517 и ЭИ961 (~ до 30% по прочности и ~ до 20% по усталости) позволит повысить весовую эффективность и долговечность конструкций ответственных деталей ГТД.

Литература

1. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2013. №3. С.47–54.
3. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тонышева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии, 2017. №S. С. 159–174. DOI 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174.
4. Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. Технологические особенности производства мартенситостареющей стали ВКС-180 //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №7. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.06.2015)
5. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситностареющие стали. М.: Металлургия. 1970. 223с.
6. Шалькевич А.Б., Маркова Е.С., Покровская Н.Г. Мартенситностареющая сталь ВКС-180 – перспективный материал для двигателей ГТД // Материал и энергосберегающие технологии для производства ответственных деталей высокоэффективных газотурбинных двигателей, промышленных энергетических силовых установок и приводов: сборник лекций. ФГУП «ВИАМ». 2010. С. 98–103
7. Крылов С.А., Маркова Е.С., Щербаков А.И., Якушева Н.А. Металлургические особенности выплавки высокопрочной мартенситостареющей стали ВКС180-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4. С. 14–20. DOI 10.18577/2071-9140-2015-0-4-14-20

8. Щербаков А.И., Ломберг Б.С., Оборенкова А.С. Некоторые закономерности кристаллизации при ЭЛП и ВДП //Специальная электрометаллургия. 1973. №22. С. 43–44.

9. Сергеев А.Б., Швед Ф.И., Тулин Н.А. Вакуумный дуговой переплав конструкционной стали. М.: Металлургия. 1974. 260 с.

10. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения //Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.

11. Ревякина О.К., Петраков А.Ф., Сачков В.В., Щербаков А.И. Усовершенствование мартенситностареющих сталей на основе системы Fe–Ni–Co–Mo–Ti //МИТОМ. 1981. №6. С. 32–33.

УДК 669-19

Анализ влияния легирования на стабильность аустенита азотсодержащих сталей

Баннх И.О.¹, к.т.н.

igorbannykh@gmail.com

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*

Аннотация:

Проведён анализ влияния легирования на стабильность аустенита и коррозионную стойкость азотсодержащих аустенитных сталей. Выявлены корреляции между эмпирическими параметрами, описывающими стойкость аустенита к атермическому и деформационно-инициированному мартенситному превращению.

Ключевые слова:

азотсодержащие аустенитные стали, вязко-хрупкий переход, деформационно-инициированное мартенситное превращение, коррозионная стойкость.

Аустенитные, высокоазотистые стали обладают уникальным сочетанием высокой прочности, хорошей пластичности с неферромагнитностью, и повышенной коррозионной стойкостью. Кроме того, легирование азотом, особенно совместно с молибденом улучшает стойкость к питтинговой коррозии и общей коррозии в некоторых средах. Тем не менее, сложный характер влияния легирующих элементов на комплекс свойств азотистых сталей стимулировал поиск эффективных количественных корреляций механических и служебных свойств с содержанием основных легирующих элементов.

1.1 Анализ структурных особенностей коррозионного поведения азотсодержащих аустенитных сталей

Положительное влияние азота на коррозионные характеристики нержавеющей сталей особенно ярко проявляется на материале, подвергнутом деформационному воздействию [1]. Было показано, что интенсивный наклеп значительно снижает стойкость к коррозии нержавеющей сталей с относительно низким содержанием азота [2]. Но для сталей с относительно высоким содержанием азота 0,66% этот эффект оказался явно сниженным [3], а для сталей с очень высоким, более 0,85% содержанием азота обнаружено, что отрицательный эффект холодной обработки может быть полностью устранен [4]. Это означает, что азотистые нержавеющие стали (АНС) приобретают способность устранять вызванное наклепом повреждение пассивирующей пленки, наличие которой обуславливает присущую нержавеющей сталям высокую коррозионную стойкость. Для обычных нержавеющей сталей показано, что эта пленка имеет двухслойную структуру, включающую внешний слой оксида железа и внутренний слой оксида хрома [5]. Однако для азотсодержащих аустенитных сталей обнаружено ряд особенностей формирования пассивирующей пленки, обусловленные обогащением азотом границы раздела оксид/металл [6, 7]. Тем не менее, до сих пор роль азота в пассивирующей пленке остается

спорной несмотря на то, что азот, несомненно, играет решающую роль в исключительно высокой коррозионной стойкости азотсодержащих аустенитных сталей [8, 9].

В работе [1] была сделана попытка выяснить основную причину устранения отрицательного влияния холодной деформации на стойкость при питтинговой коррозии азотсодержащих аустенитных сталей. Показано, что благодаря наличию значительного количества азота азотсодержащие аустенитные стали приобретает способность к самовосстановлению и поддержанию высокой стойкости к питтинговой коррозии в сильно деформированном состоянии. Этот эффект можно рассматривать как процесс самовосстановления для предотвращения повреждения пассивирующей пленки деформационной обработкой [10–12]. Это принципиально новое поведение пассивирующей пленки, формирующейся на нержавеющей сталях. Естественно, что коррозионная стойкость аустенитных сталей в первую очередь связана с его стабильностью.

Устойчивость аустенита обычно обсуждается в терминах его стабильности против атермического α' -мартенситного превращения (АМП) а также инициированного деформацией α' -мартенситного превращения (ДИМП), которые оцениваются с помощью параметров M_s и Md_{30} соответственно, где M_s - температура начала атермического α' -мартенситного превращения при охлаждении и Md_{30} температура при которой образуется 50% α' -мартенсита при 30% деформации растяжением [13–15]. В [13] оценивали влияние на M_s и ДИМП стали 304 трёх плавок с содержанием 0,02% С ($M_s = 300K$), содержащей 0,1. % углерода, и 0,06% азота ($M_s = 187K$), а также содержащей 0,03% С и 0,1% N ($M_s = 5K$). Это показывает, что азот значительно сильнее стабилизирует аустенит, чем углерод.

Азот уменьшает разницу химической свободной энергии между ГЦК и ОЦК структурами в большей степени, чем углерод, а также увеличивает ЭДУ, что способствует снижению склонности к атермическому $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$

превращению. В то же время, стабильность аустенита сталей с углеродом и азотом по отношению в ДИМП одинакова. В работе [14] проведены систематические исследования аустенитных нержавеющей сталей Fe-Ni-Cr-Mn-C-N, в которых выявлены зависимости от состава и размера зерна, параметра Md_{30} , определяющего деформационную стабильность аустенита этих сталей. В этой работе были исследованы аустенитные стали системы Fe-Cr-Ni и химический состав образцов варьировался в пределах (5,17-9,19)% Ni; (17,35-19,35)% Cr; (0,54-1,45)% Mn; (0,15-0,88)% Si; (0,09-0,162)% C; (0,007-0,038)% N. Рентгеновским методом определяли количество выделившегося мартенсита при температурах 0, 20 и 50°C в тройных сплавах Fe-C-N, Fe-Ni-Cr, Fe-Si-Mn, Fe-C-Ni, Fe-C-Cr. В результате получено следующее эмпирическое уравнение:

$$Md_{30}^{(1)}(°C) = 413 - 462[\%C + \%N] - 9,2[\%Si] - 8,1[\%Mn] - 13,7[\%Cr] - 9,5[\%Ni] - 18,5[\%Mo] \quad (1)$$

Получено также соотношение, корректирующее величину Md_{30} с учетом размера зерна:

$$Md_{30}^{cp}(°C) = Md_{30}(°C) - 1,42(v - 8,0)$$

где v – размер зерна по ASTM.

Однако вариации содержания азота в изученных сталях были настолько незначительны (до 0,038%), что его влияние на величину Md_{30} следует считать недостаточно убедительным. Однако, с учетом результатов работы [13], в которой показано, что для двух сталей, содержащих 0,1% азота или углерода стабильность аустенита по отношению в ДИМП одинакова, можно считать обоснованным равный вклад этих элементов в величину Md_{30} в соотношении (1). В работе [15] исследовали влияние легирования азотом (до 0,22%) и пластической деформации на фазовый состав и механические свойства стали X18H10 при комнатной и криогенной (-163°C) температурах. После испытания на растяжение при комнатной температуре стали с

содержанием азота 0,135 и 0,186% оставались немагнитными, что свидетельствует об отсутствии в них распада аустенита с выделением α -мартенсита. Сталь с 0,22%N показала слабую намагниченность, однако после испытания при температуре -163°C обнаружили сильную намагниченность, что свидетельствует о значительном количестве образовавшегося α -мартенсита. Последний результат является естественным, поскольку рассчитанная из соотношения (1) величина Md_{30} для этой стали составляет -71°C .

В работе [16] приведены результаты исследования деформационного поведения аустенитных сталей с содержанием азота до 1,2%. В этой работе обобщены результаты нескольких исследований и приведены соотношения для вычисления параметра Md_{30} , на основе химического состава азотистых сталей, включающее соотношение (1), а также три других соотношения.

$$Md_{30}^{(2)}(^{\circ}\text{C}) = 497 - 462[\%C + \%N] - 9,2[\%Si] - 8,1[\%Mn] - 13,7[\%Cr] - 9,5[\%Ni] - 18,5[\%Mo] \quad (2)$$

$$Md_{30}^{(3)}(^{\circ}\text{C}) = 551 - 462[\%C + \%N] - 9,2[\%Si] - 8,1[\%Mn] - 13,7[\%Cr] - 29[\%Ni + \%Cu] - 18,5[\%Mo] - 68[\%Nb] \quad (3)$$

$$Md_{30}^{(4)}(^{\circ}\text{C}) = 608 - 515[\%C] - 821[\%N] - 7,8[\%Si] - 12[\%Mn] - 13[\%Cr] - 34[\%Ni] - 6,5[\%Mo] \quad (4)$$

$$Md_{30}^{cp} (^{\circ}\text{C}) = (Md_{30}^1 (^{\circ}\text{C}) + Md_{30}^2 (^{\circ}\text{C}) + Md_{30}^3 (^{\circ}\text{C}) + Md_{30}^4 (^{\circ}\text{C}))/4 \quad (5)$$

На рис. 1 приведена зависимость характеристик общей коррозии двух исследованных нами азотистых сталей и коррозионно-стойкой аустенитной стали 12X18H10T от величины Md_{30} , которую оценивали по уравнениям (1-4) и эти величины усредняли по уравнению (5). Приведенная на рис.1 зависимость демонстрирует, что характеристика стабильности аустенита

может быть использована для оценки относительного сопротивления коррозии азотистых сталей.

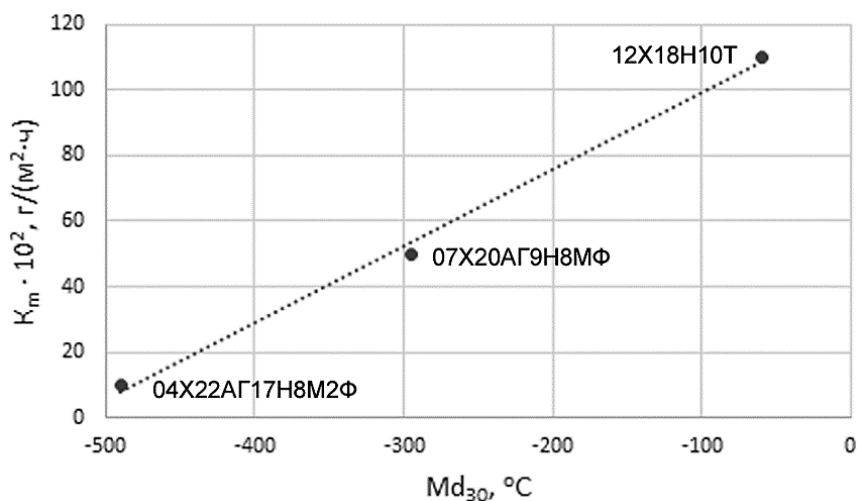


Рис. 1 – Зависимость скорости общей коррозии от величины Md_{30} аустенитных сталей после закалки в 3% водном растворе NaCl

Тем не менее, остается некоторая неопределенность в значениях Md_{30} , которая для аустенитных сталей позиционируется как экспериментально определяемая температура превращения половины аустенита в мартенсит после 30% деформации растяжением и естественно, что эта температура не может быть меньше -273°C . В работе [16] величина Md_{30} варьируется от -1000°C и обозначается как расчетная, однако это сразу лишает ее своего первоначального смысла как экспериментальной величины, при этом существуют реальные предпосылки для использования этой величины в качестве критерия для прогнозирования и интерпретации служебных свойств азотистых сталей.

1.2. Анализ количественных корреляций $t_{\text{ВХП}}$ с легирующими элементами в азотсодержащих аустенитных сталях

Поскольку наличие вязко-хрупкого перехода в аустенитных сталях обусловлено присутствием азота было логичным искать количественные корреляции температуры вязко-хрупкого перехода - $t_{\text{ВХП}}$ именно с содержанием азота. Такие корреляции существуют, так в [16] приведено соотношение $t_{\text{ВХП}}$ с содержанием азота:

$$t_{\text{ВХП}} = 300[\%N] - 303 \quad (6)$$

или азота с углеродом, при этом влияние углерода втрое меньше, чем азота:

$$t_{\text{ВХП}} = 300[\%N] + 100[\%C] - 303 \quad (7)$$

Тем не менее, оказалось, что на $t_{\text{ВХП}}$ помимо элементов внедрения оказывают влияние и элементы замещения [16]. На рис. 2 приведены кривые нагрузка-прогиб для азотистых сталей Fe-18Cr-10Mn-0,58N и Fe-18Cr-10Mn-4Ni-3Mo-0,54N, которые при практически равных содержаниях азота отличаются наличием 4%Ni и 3%Mo и в соответствии с уравнениями (6) и (7) не должны отличаться поведением при ударном нагружении.

Однако, как это видно из кривых нагрузка-прогиб отличия весьма значительные – сталь с никелем и молибденом характеризуется значительно большей вязкостью, чем сталь без этих легирующих элементов. В соответствии с этим они отличаются значительно и по величине $t_{\text{ВХП}}$: для стали без никеля и молибдена $t_{\text{ВХП}} = -70^\circ\text{C}$, а для стали с никелем и молибденом $t_{\text{ВХП}} = -120^\circ\text{C}$. На рис.3. приведены зависимости работы разрушения образцов типа Шарпи от температуры испытания для высокоазотистых Cr – Mn аустенитных сталей, которые позволяют сопоставить измеренные значения $t_{\text{ВХП}}$ и прогнозируемые величины, рассчитанные из уравнений (6) и (7).

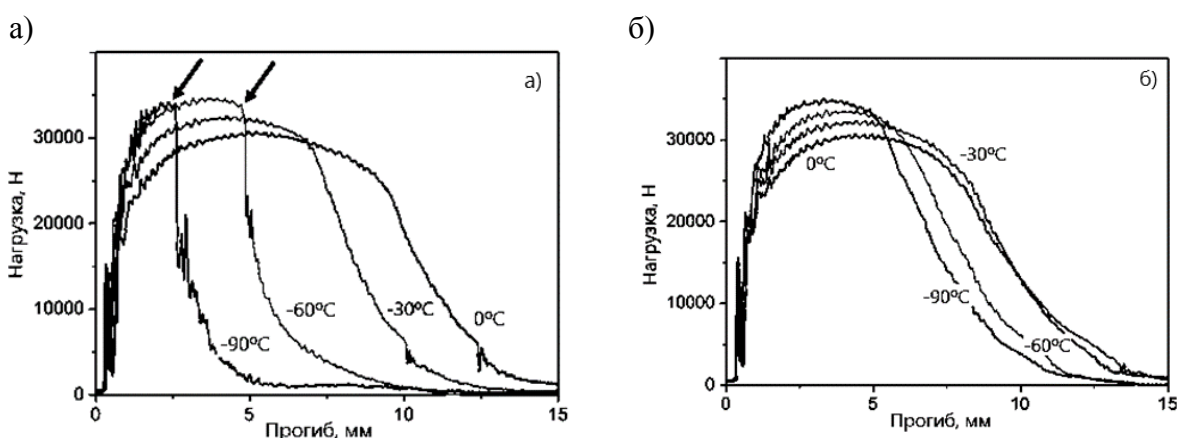


Рис. 2 – Кривые нагрузка – прогиб, полученные из испытаний на ударную вязкость по Шарпи при температурах от -90°C до 0°C для азотистых сталей 0,58N (а) и 4Ni – 3Mo – 0,54N (б). Стрелки указывают точки падения нагрузки (образования магистральной трещины) [16]

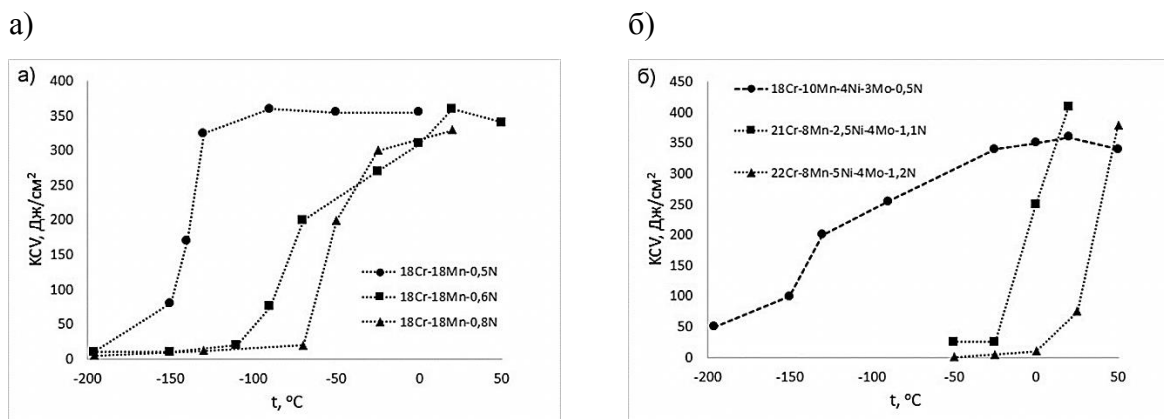


Рис. 3 – Зависимости работы разрушения образцов Шарпи с V-образным надрезом от температуры испытания для высокоазотистых Cr – Mn аустенитных сталей [16]

В табл.1 и на рис. 4 приведены результаты такого сопоставления, которое показывает, что, во-первых, для малоуглеродистых аустенитных сталей оба уравнения фактически эквивалентны и, во-вторых, они не дают адекватного способа прогнозирования $t_{ВХП}$ только на основании содержания азота в стали. При этом отклонение прогнозируемой величины от измеренной зависит от содержания азота, для высоких концентраций азота (0,8-1,2%) характерно отрицательное отклонение (рис. 4), а для меньших значений концентрации азота (0,5-0,58%) это отклонение положительное.

Таблица 1

Значения экспериментальных $t_{ВХП}^{изм}$ и прогнозируемых по соотношениям (6) и (7) температур $t_{ВХП}^{прогн}$ и величин Md_{30}^{cp} для высокоазотистых сталей

	Cr/Mn/Ni/Mo	%C	%N	Md_{30}^{cp}	$t_{ВХП}^{изм}$	$t_{ВХП}^{прогн} (1)$	$t_{ВХП}^{прогн} (2)$
1	18/18/0.5/0/0	0,04	0,5	-165	-130	-149	-153
2	18/18/0.8/0/0	0,04	0,8	-331	-40	-59	-63
3	18/10/0.58/0/0	0,04	0,58	-137	-70	-125	-129
4	18/10/0.54/4/3	0,04	0,54	-254	-120	-137	-141
5	18/19/0.5/0/0	0,04	0,5	-175	-120	-149	-153
6	21/19/1.0/0/0	0,04	1	-491	-20	1	-3
7	21/8/1.2/0/4	0,04	1,2	-563	10	61	57
8	21/8/1.1/2.5/4	0,04	1,1	-566	-10	31	27
9	22/8/1.2/5/4	0,04	1,2	-693	30	61	57

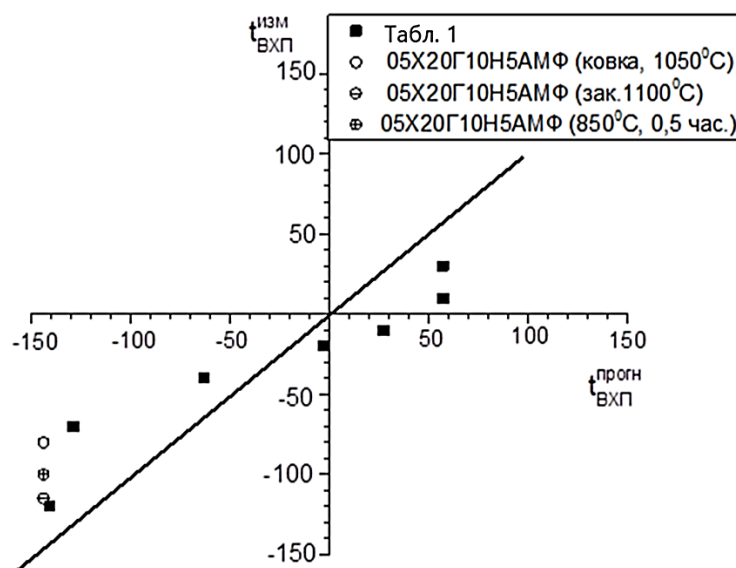


Рис. 4 – Сравнение измеренных по результатам ударных испытаний образцов типа Шарпи температур вязко-хрупкого перехода $t_{ВХП}^{изм}$ и прогнозированных $t_{ВХП}^{прогн}$ по уравнению (1) температур

Результаты определения $t_{ВХП}$ на стали 05X20G10N3AMФ [17] показали значения, которые вполне согласуются (рис. 4) с результатами работы [16]. Таким образом, для поиска количественных корреляций ударной вязкости высокоазотистых сталей со служебными свойствами необходимо найти более адекватный и желателен универсальный критерий, который должен опираться на фундаментальные характеристики аустенитных сталей. При этом искомый критерий должен с одной стороны иметь физически обоснованные корреляции с наиболее важными служебными свойствами, прежде всего коррозионной стойкостью и $t_{ВХП}$, а с другой иметь надежные корреляции с химическим составом сталей по основным легирующим элементам, таким как Cr, Mn, Ni, Mo, N.

Кажется предпочтительным использовать в качестве параметра, связывающего состав азотистой стали с ее функциональными характеристиками параметр Md_{30} , который количественно описывает эффект влияния легирующих элементов на коррозионную стойкость нержавеющей

сталей, которая напрямую определяется стабильностью аустенита, при этом имеются четкие корреляции этого параметра с различными механическими характеристиками, в частности с температурой вязко-хрупкого перехода ($t_{ВХП}$).

Результаты определения $t_{ВХП}$ для азотистых сталей (табл.1) дополнены рассчитанным по соотношениям (1)-(5) величинами параметра стабильности аустенита (Md_{30}). На рис.5 приведена зависимость температуры вязко-хрупкого перехода от параметра стабильности аустенита (Md_{30}) для этих сталей. Можно констатировать, что корреляция более достоверная по сравнению с той, что получена на основании соотношения (6) (рис.4). На рис. 1 была приведена зависимость от величины Md_{30} характеристик общей коррозии двух азотистых сталей и нержавеющей стали X18H10T, которая демонстрирует, что характеристика стабильности аустенита может быть использована для оценки относительного сопротивления коррозии азотистых сталей.

Тем не менее, остается некоторая неопределенность в значениях Md_{30} , которая для аустенитных сталей позиционируется как экспериментально определяемая температура превращения половины аустенита в мартенсит после 30% деформации растяжением, и эта температура не может быть меньше -273°C . В работе [16] величина Md_{30} варьируется от -1000°C и обозначается как расчетная величина, однако это сразу лишает ее своего первоначального смысла как экспериментальной величины, при этом существуют реальные предпосылки для использования этой величины в качестве критерия для прогнозирования и интерпретации служебных свойств азотистых сталей.

При этом, следует считать «виртуальным» тот факт, что для ВАС величина Md_{30} может принимать значения, превышающие -273°C , поскольку этот параметр развит применительно к традиционным аустенитным сталям,

для которых он реально отражает температуру, при которой 50% аустенита превращается в мартенсит.

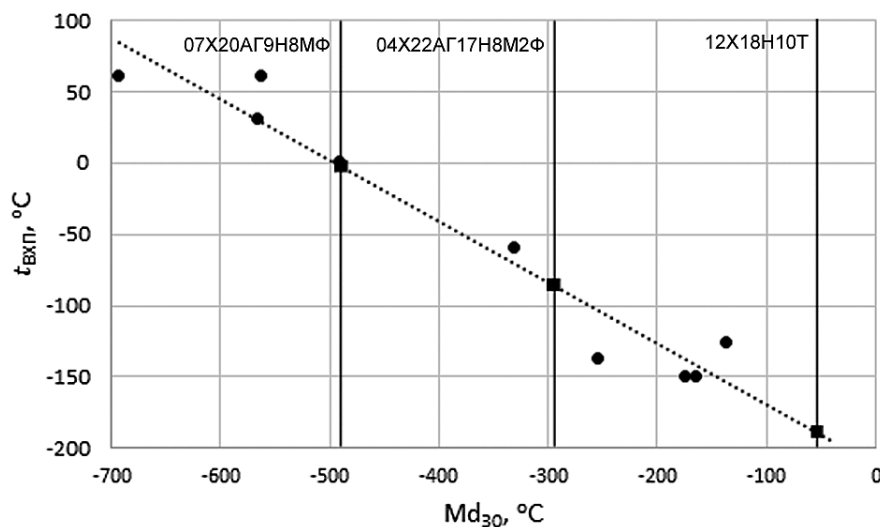


Рис. 5 – Зависимость температуры вязко-хрупкого перехода ($t_{ВХП}$) от параметра стабильности аустенита (Md_{30}) для различных азотистых сталей (рассчитано по соотношениям (1-5))

Заключение

Для азотистых сталей с повышенной стабильностью аустенита по сравнению с традиционными аустенитными сталями условия реализации параметра Md_{30} вероятнее всего на выполняются ни при каких температурах, однако его можно эффективно использовать для сопоставления сплавов разного состава. При этом, разумеется, он имеет условный характер и никак не связан с реальной температурной шкалой.

Литература

1. Qingchuan Wang, Bingchun Zhang, YibinRen, Ke Yang. A self-healing stainless steel: Role of nitrogen in eliminating detrimental effect of cold working on pitting corrosion resistance// Corrosion Science 145 (2018) 55–66
2. Y. Fu, X. Wu, E. Han, W. Ke, K. Yang, Z. Jiang, Influence of cold work on pitting corrosion behavior of a high nitrogen stainless steel, J. Electrochem. Soc. 155 (2008) C455–C463.

3. Y. Ren, H. Zhao, W. Liu, K. Yang, Effect of cold deformation on pitting corrosion of 00Cr18Mn15Mo2N0.86 stainless steel for coronary stent application, *Mater. Sci. Eng. C* 60 (2016) 293–297.
4. Q. Wang, B. Zhang, Y. Ren, K. Yang, Eliminating detrimental effect of cold working on pitting corrosion resistance in high nitrogen austenitic stainless steels, *Corros. Sci.* 123 (2017) 351–355.
5. S. Fajardo, D.M. Bastidas, M.P. Ryan, M. Criado, D.S. McPhail, R.J.H. Morris, J.M. Bastidas, Low energy SIMS characterization of passive oxide films formed on a low-nickel stainless steel in alkaline media, *Appl. Surf. Sci.* 288 (2014) 423–429.
6. Y.C. Lu, R. Bandy, C.R. Clayton, R.C. Newman, Surface enrichment of nitrogen during passivation of a highly resistant stainless steel, *J. Electrochem. Soc.* 130 (1983) 1774–1776.
7. C.-O.A. Olsson, The influence of nitrogen and molybdenum on passive films formed on the austenoferritic stainless steel 2205 studied by AES and XPS, *Corros. Sci.* 37 (1995) 467–479.
8. H. Baba, T. Kodama, Y. Katada, Role of nitrogen on the corrosion behavior of austenitic stainless steels, *Corros. Sci.* 44 (2002) 2393–2407.
9. S. Ningshen, U. KamachiMudali, V.K. Mittal, H.S. Khatak, Semiconducting and passive film properties of nitrogen-containing type 316LN stainless steels, *Corros. Sci.* 49 (2007) 481–496.
10. V. Maurice, W.P. Yang, P. Marcus, X-Ray photoelectron spectroscopy and scanning tunneling microscopy study of passive films formed on (100) Fe-18Cr-13Ni single-crystal surfaces, *J. Electrochem. Soc.* 145 (1998) 909–920.
11. M.D. Hager, P. Greil, C. Leyens, S. van der Zwaag, U.S. Schubert, Self-healing materials, *Adv. Mater.* 22 (2010) 5424–5430.
12. B. Grabowski, C.C. Tasan, Self-healing metals, in: M.D. Hager, S. van der Zwaag, U.S. Schubert (Eds.), *Self-Healing Materials*, Springer International Publishing, Cham, 2016, pp. 387–407.

13. Takuro Masumura, Nobuo Nakada, Toshihiro Tsuchiyama, Setsuo Takaki, Tamotsu Koyano and Kazuhiko Adachi. The difference in thermal and mechanical stabilities of austenite between carbon- and nitrogen-added metastable austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 2015, V.84, pp. 330–338.

14. Kiyohiko NOHARA, Yutaka ONO, and Nobuo OHASHI Composition and Grain Size Dependencies of Strain-induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels// *Tetsu to Hagane* 63 (1977) 212-222

15. Капуткина Л.М., Медведев М.Г., Прокошкина В.Г., Смарикина И.В., Свяжин А.Г. Влияние легирования азотом на упрочнение и стабильность аустенита стали X18H10. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, т. 57. № 7, 2014, С. 43–49

16. Byoungchul Hwang, Tae-Ho Lee, Seong-Jun Park, Chang-Seok Oh, Sung-Joon Kim Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr–10Mn austenitic steels// *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 7257– 7266

17. Ботвина Л.Р., Блинов В.М., Тютин М.Р., Банных И.О., Блинов Е.В. Особенности разрушения при ударном нагружении высокоазотистой стали 05X20Г10НЗАМФ// *Металлы*, 2012, №2, 83–92.

УДК 669

**Новая подшипниковая сталь ВКС 241
и стали со сверхравновесным содержанием азота**

Громов В.И.¹, к.т.н.; Вознесенская Н.М.¹, к.т.н.; Леонов А.В.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Представлены сведения о технологии металлургического производства, структуре, механических свойствах и применении новой подшипниковой стали ВКС 241.

Ключевые слова:

подшипниковая сталь.

Разработка теплостойких сталей для авиационных подшипников – одна из важнейших задач современного материаловедения.

В авиационной технике подшипники работают в сложных условиях. В зоне контакта тел качения и колец подшипников, в результате многократно повторяющегося нагружения, возникают высокие контактные нагрузки, приводящие к интенсивному изнашиванию. Кроме того, детали испытывают знакопеременные и ударно-вибрационные нагрузки, воздействие коррозионных сред и повышенных температур. Для обеспечения высокой работоспособности и надёжности авиационных подшипников, стали, из которых изготавливаются тела качения и кольца, должны иметь:

- высокую прочность и сопротивление пластической деформации;
- высокую износостойкость, которая определяется твёрдостью, а также количеством и формой специальных карбидов;
- высокую контактную усталость, которая зависит от микроструктуры стали и карбидной однородности;
- размерную стабильность;
- хорошую прокаливаемость.

Подшипниковые стали классифицируются по условиям работы.

Различают стали общего назначения, используемые для изготовления деталей подшипников, работающих при температурах (от -60 до 300°C) в неагрессивных средах и стали специального назначения для изготовления теплостойких и коррозионностойких подшипников [1].

Опыт изготовления полуфабрикатов из подшипниковых сталей показывает, что для получения высокого комплекса механических свойств необходимо:

- использование металла высокого качества по газонасыщенности (N_2 , O_2 , H_2), чистоте по неметаллическим включениям, отсутствию вредных примесей (As , Pb , Sn). В связи с этим выплавка сталей должна вестись с применением вакуумных технологий;

– при горячем переделе металла степень его деформации (проработки) должна быть максимально возможной;

– термическая обработка деталей подшипников должна проводиться на специализированном оборудовании, обеспечивающем точное поддержание температуры и исключающем обезуглероживание поверхности.

Для изготовления теплостойких подшипников, работающих в условиях смазки при температуре 200–300°C, а в экстремальных ситуациях до 500°C, применяют дисперсионно-твердеющие стали, разработанные на основе инструментальных быстрорежущих сталей. За рубежом, в основном применяется сталь марки M50, которая по способу термической обработки относится к сталям с дисперсионно-карбидным упрочнением. M50 зарекомендовала себя, как материал с высокой долговечностью, что объясняется однородностью структуры и отсутствием крупных карбидных включений, негативно влияющих на контактную выносливость. Химический состав стали M50 был взят за основу для разработки теплостойких подшипниковых сталей и в других странах. Так, например, во Франции это сталь 80DCV40, в Германии – 80MoCrV4216.

В России для изготовления теплостойких авиационных подшипников используют сталь ЭИ347 (8X4B9Ф2-Ш), которая обладает высокой прочностью и хорошей горячей твёрдостью (не ниже 56 HRC) при работе в условиях до 500°C. Однако, в отличие от стали M50, сталь ЭИ347 имеет большую карбидную неоднородность, что объясняется присутствием в её составе вольфрама, образующего крупные скопления нерастворимых при нагревах, вплоть до температур плавления, карбидов, которые являются очагами выкрашивания рабочей поверхности подшипников в процессе эксплуатации. Кроме того, крупные сегрегации нерастворимых карбидов при производстве полуфабрикатов из стали ЭИ347 существенно усложняют процессковки и прокатки.

Необходимо отметить, что в мире, не смотря на разнообразие разработанных подшипниковых сталей, основным материалом для изготовления авиационных подшипников является сталь М50.

Для производства конкурентоспособных теплостойких отечественных подшипников ФГУП «ВИАМ» была создана новая теплостойкая подшипниковая сталь, не уступающая по свойствам стали М50 и превосходящая по карбидной однородности сталь ЭИ347.

Проведенные исследования показывают, что по карбидной неоднородности сталь ВКС 241 превосходит сталь ЭИ 347.

Сталь ВКС241-ВИ получают методом вакуумно-индукционной выплавки с вакуумно-дуговым переплавом. Полученный металл после термической обработки обеспечивает теплостойкость деталей подшипников не ниже 500°С при твердости не менее 60HRC и однородной структуры без выделения грубых карбидов.

В условиях ОАО «ЕПК Самара» при технологическом сопровождении ФГУП «ВИАМ» изготовлена опытно-промышленная партия подшипников и исследовано их качество.

Исследования показали, что твердость подшипников составляет для колец подшипников 62-62,5 HRC, для шариков – 63,5-64 HRC. Установлено, что в результате проведенной термической обработки сформирована структура отпущенного мартенсита с равномерно выделившимися в нем дисперсными карбидами. Упрочнение стали обеспечивается за счет высокодисперсных карбидов типа Fe_3Me_3C , Cr_7C_3 и NbC.

В ОАО «ЕПК Самара» проведены стендовые испытания подшипников из стали ВКС 241, в результате которых установлено, что все подшипники отработали на стенде установленный ресурс без замечаний, находятся в удовлетворительном состоянии и могут быть рекомендованы для применения в изделиях авиационной техники

К подшипникам, работающим в условиях высокого контактного напряжения предъявляются повышенные требования к несущей способности. Обычно это крупногабаритные подшипники. С целью повышения несущей способности таких подшипников их поверхность подвергают химико-термической обработке – цементации.

За рубежом получила широкое распространение цементируемая сталь M50NiL.

Отечественная цементируемая сталь 20X2H4A значительно уступает стали M50NiL, как по прочностным характеристикам (σ_b , 1270 МПа против 1400 МПа), так и по теплостойкости (180°C против 450°C).

В связи с выше изложенным, ФГУП «ВИАМ» проводит работы по созданию цементируемой стали для крупногабаритных подшипников, имеющую характеристики не ниже чем у стали M50NiL.

Материалами нового поколения по праву можно считать высокопрочные коррозионностойкие стали, содержащие сверхравновесное количество азота, т.е. количество, превышающее предельную растворимость азота в нормальных условиях.

Эти стали обладают рядом преимуществ: высоким комплексом механических свойств (прочность, пластичность, вязкость), а также возможностью снижения стоимости таких материалов за счет экономии дефицитных легирующих элементов.

Роль азота в стали – полная или частичная замена в стали дорогостоящих легирующих элементов никеля, кобальта, молибдена, а также частично – углерода. Азот, как и углерод, упрочняет сталь, но при этом увеличение количества азота не вызывает сильного охрупчивания, подобно углероду. Кроме того, азот подавляет образование дельта-феррита, снижающего вязкость и пластичность стали, особенно в поперечном направлении волокна, что актуально для высокохромистых коррозионностойких сталей.

Поскольку растворимость азота при кристаллизации стали снижается, получение плотного, без пузырей и пористости слитка стали со сверхравновесным содержанием азота требует специальных методов выплавки. Одним из способов введения и сохранения азота в твердом растворе является выплавка под давлением.

Стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота являются перспективными для деталей с высокой твердостью: подшипники, режущие инструменты и др.

Наиболее актуально их применение для создания высокоточных подшипников. Особое внимание уделяется получению подшипников с повышенными требованиями к чистоте металла, в том числе по неметаллическим включениям. Присутствие включений влияет на условия кристаллизации, величину зерна и структуру стали, а также они могут являться концентраторами напряжений. Разрушение деталей подшипников может быть по вине неметаллических включений, находящихся как вблизи поверхности, так и выходящих на поверхность детали.

Особый интерес представляет в этом случае сталь Cronidur30 с сверхравновесным содержанием азота, отличающаяся, как высокими механическими свойствами, так и превосходящая по коррозионной стойкости, традиционно применяемые стали. Поставленная перед ФГУП «ВИАМ» задача по созданию высокопрочной коррозионностойкой стали, не уступающей стали Cronidur30, со сверхравновесным содержанием азота с твердостью не менее 58HRC состояла не только в получении химического состава, обеспечивающего высокий уровень механических свойств, но и в обеспечении чистоты металла по неметаллическим включениям, а так же в получении слитка без присутствия пористости.

Для разработки и создания новых марок высокопрочных сталей ФГУП «ВИАМ» введена в эксплуатацию печь (установка) электрошлакового

переплава под давлением ДЭШП-0,1 с возможностью создания давления до 30 атм. азота в процессе переплава.

Выплавка стали (исходного электрода) проводилась в вакуумной печи, дальнейший электрошлаковый переплав проводился под избыточным давлением (ЭШПД) с добавлением азотосодержащей лигатуры ((FeCr)_N).

Для получения стали с равномерным распределением азота по высоте и в поперечном направлении слитка были разработаны особые параметры ЭШПД. Особое внимание уделялось методу внесения азотосодержащей лигатуры и ее дисперсности.

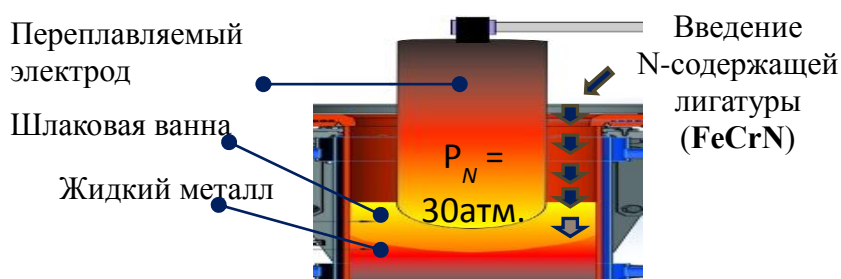


Рис. 1 – Схема процесса ЭШПД стали

В результате проведенных работ создана коррозионностойкая конструкционная сталь с сверхравновесным содержанием азота. Разработаны технология получения прутков из этой стали, режим предварительной и упрочняющей термической обработки. По структурной однородности, механическим свойствам и ударной вязкости разработанная сталь не уступает стали Cronidur30.

Заключение

Проведенные в ФГУП «ВИАМ» исследования позволили разработать подшипниковые стали по своим характеристикам не уступающие зарубежным сталям-аналогам.

Литература

1. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия. 1980. 264 с.

УДК 621.7

**Обработка давлением высокопрочной стали,
применяемой в авиационной технике**

Капитаненко Д.В.¹; Летникова Е.Ю.¹;

Выдумкина С.В.¹; Якушева Н.А.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Представлены сведения о технологии производства, механических свойствах и применении высокопрочной конструкционной стали ВКС-9. Дана сравнительная характеристика некоторых отечественных и зарубежных конструкционных сталей.

Ключевые слова:

высокопрочная конструкционная сталь.

Постоянное совершенствование и разработка новых конструкций летательных аппаратов подразумевает под собой применение материалов с повышенными характеристиками удельной прочности, жесткости и усталости. Среди таких материалов, используемых в отечественном самолетостроении для изготовления деталей планера и шасси, значительное место занимают стали. Для изготовления крупногабаритных деталей нашли применение такие высокопрочные среднелегированные конструкционные стали как 30ХГСН2А, ЭИ643 (40ХН2СМА), ВКС-9, упрочняемые до (1700–1950) МПа и работоспособные в температурном интервале от -70 до 250°С.

Сравнительная характеристика отечественных и зарубежных конструкционных сталей представлена в таблице 1.

Таблица 1

Характеристики отечественных
и зарубежных конструкционных сталей

Марка	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	K_{IC}
	МПа		%	МПа $\sqrt{м}$
30ХГСН2А (30ХГСН2МА) РФ	1600-1800	1350	9	77-99
ЭИ643 (40ХН2СМА) РФ	1800-2000	1400	9	55-62
ВКС-9 (35ХС2Н3МФА) РФ	1900-2000	1600	9	74-99
300М США	1850-1920	1510-1580	7-8	65-87
35NCD16 Франция	1850-1900	1400	8	85-88

Сталь 30ХГСН2А с прочностью 1600 МПа в настоящее время используется в самолетостроении для шасси самолетов для изготовления балок, лонжеронов, шпангоутов планера, а также болтов, осей и других ответственных деталей самолета.

Сталь ЭИ643 (40ХН2СМА) с прочностью (1800–1900) МПа использовалась для изготовления осей, болтов, деталей шасси, но из-за низкого сопротивления коррозионному и водородному растрескиванию, а также вязкости разрушения не рекомендуется к использованию.

Взамен стали ЭИ643 была разработана новая высокопрочная сталь ВКС-9, которая при большей прочности (1900–2000 МПа) в прутках до 90 мм и поковках до 200 мм не уступает по трещиностойкости и надежности стали 30ХГСН2А. По сравнению со сталью 300М (США), упрочняемой на близкий уровень предела прочности, сталь ВКС-9 из-за более низкого содержания углерода и повышенного уровня никеля имеет более высокое сопротивление коррозионному растрескиванию и вязкость разрушения (K_{IC}). При этом характеризуется более низкой плотностью ($d = 7,72 \text{ г/см}^3$).

В США применительно к изготовлению различных деталей шасси также используются среднелегированные конструкционные стали 4340, 4330V, D6AC, HY-Tuf, термически упрочняемые путем закалки и низкого отпуска на прочность (1400–1800) МПа. Сталь 4340 – низколегированная, с хорошей закаливаемостью. В 50-х годах эту сталь модифицировали в 300М, которая имеет большую прочность, но более низкую вязкость разрушения. Эта сталь нашла применение в изделиях Боинг.

Аналогичная по уровню прочности французская сталь 35NCD16 с $\sigma_b = (1800–1900)$ МПа используется для шасси в изделиях Мираж, Конкорд, F-101, Аэробус А-300, 310 (главное шасси) [1–4].

Во ФГУП «ВИАМ» разработана высокопрочная конструкционная сталь ВКС-9 (предел прочности ≥ 1910 МПа) и технология изготовления из нее крупногабаритных полуфабрикатов (поковок сечением 300 мм и более), что позволит заменить в конструкциях шасси перспективного самолета МС-21 импортную сталь 300М.

По сравнению со сталью 300М (США) высокопрочная конструкционная сталь ВКС-9 имеет большую вязкость, пластичность, сопротивление коррозии под напряжением, хорошо сваривается. Однако практика показала, что при изготовлении крупногабаритных полуфабрикатов имеет место нестабильность (разброс) прочностных свойств: уровень прочности σ_b в продольном направлении может составлять от 1850 до 1970 МПа.

Как и для большинства высоколегированных сталей и сплавов, для высокопрочных конструкционных сталей типа ВКС-9 свойственна микрохимическая неоднородность, связанная с дендритным характером кристаллизации слитка и отчасти с зональной ликвацией. Одним из важнейших технологических приёмов, снижающих ликвацию, является горячая деформация. Применение гомогенизации в процессе горячей деформации, а также технологический приёмковки с промежуточными многократными осадками, может в значительной степени повлиять на устранение ликвации и привести к повышению пластичности (ψ , КСЧ) и снижению анизотропии механических свойств.

Во ФГУП «ВИАМ» были проведены работы по отработке режимов выплавки, деформации и термообработки, включающие влияние гомогенизации слитков и повышения степени улова заготовок на механические свойства и структуру крупногабаритных поковок из стали ВКС9-ИД.

С целью разработки технологии горячей деформации были проведены исследования по определению горячей пластичности образцов из стали ВКС-9. Для определения оптимального температурного интервала горячей деформации, допустимой степени деформации за нагрев, а также чувствительности стали ВКС-9 к скорости деформации были проведены комплексные испытания образцов на осадку, растяжение и ударный изгиб в

диапазоне температур от 800 до 1180°C. Результаты испытаний образцов из стали ВКС-9 представлены на рисунках 1–3.



Рис. 1 – Образцы из стали ВКС-9 после испытаний на осадку в диапазоне температур от 1000 до 1150°C

Анализ результатов показал, что предельная (допустимая) степень деформации при испытании на осадку составляет не менее 70% в диапазоне температур от 1000 до 1150°C. Удельные усилия деформации с повышением температуры снижаются, что говорит о высокой пластичности стали ВКС-9.



Рис. 2 – Образцы из стали ВКС-9 после испытаний на ударный изгиб в диапазоне температур от 800 до 1180°C

Ударная вязкость стали ВКС-9, которая при комнатной температуре составляет 49,5 Дж/см², при температурах 800–1180°C значительно увеличивается до 119 Дж/см². Следует также отметить резкое увеличение скорости окисления стали при нагреве выше 1150°C с образованием рыхлой, легко отслаивающейся окалины и огрублением поверхности образца.

Также высокая пластичность стали ВКС-9 при горячей деформации была подтверждена результатами испытаний на растяжение, при испытании

на растяжение в интервале температур 800–1050°C образцы деформировались с относительным удлинением (δ) в диапазоне 125–160%.



Рис. 3 – Образцы из стали ВКС-9 после испытаний на растяжение в диапазоне температур от 800 до 1180°C

В программном комплексе QForm, используя результаты механических испытаний образцов из стали ВКС-9, было проведено моделирование процесса горячей деформации. В процессе компьютерного моделирования были отработаны скоростные и деформационные параметры получения поковки. Результаты проведенного компьютерного моделирования по степени деформации и по значениям температуры в различных областях поковки приведены на рисунке 4.

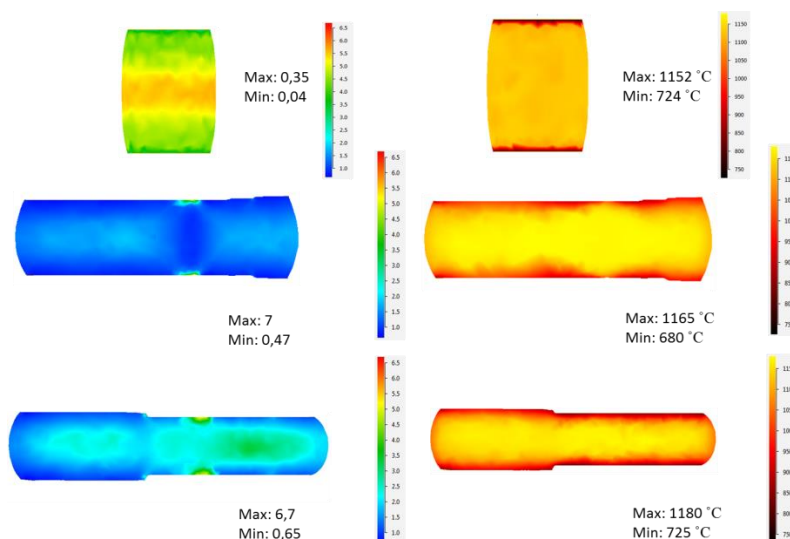


Рис. 4 – Результаты компьютерного моделирования процесса горячей деформации стали ВКС-9

Согласно полученным результатам был выбран оптимальный температурный диапазон горячей деформации стали ВКС-9 и допустимая степень деформации за нагрев для получения уровня прочности $\sigma_B > 1950$ МПа.

В условиях АО «МЗ «Электросталь» была разработана технологическая схема изготовления поковок из стали ВКС-9. Выбранный режим деформации позволил изготовить поковки размером более 300 мм со степенью укова более 4.

На полученных в условиях АО «МЗ «Электросталь» крупногабаритных поковках из стали ВКС-9 были проведены исследования комплекса механических свойств (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ_5 , ψ , КСЧ, КСЧ, K_{1C}) на образцах, вырезанных в долевым и поперечных направлениях. По результатам проведённых исследований по уровню вязкости и надежности сталь ВКС-9 в крупногабаритных полуфабрикатах (поковках не менее 300 мм) не уступает зарубежному аналогу стали 300М.

Помимо работ по научно-техническому сопровождению и освоению производства на предприятиях отрасли, во ФГУП «ВИАМ» организован участок изотермической деформации, оснащенный специализированными прессами и изотермическими установками, позволяющими изготавливать опытно-промышленные и серийные партии штамповок из никелевых, титановых и интерметаллидных сплавов.

Также в настоящее время проводятся работы по освоению стана холодной прокатки дуо-кварто «300», с целью получения холоднокатанной ленты из черных и цветных металлов в рамках тематических и хозяйственных работ. Прокатный стан позволяет получать листы, полосы и ленты с максимальной шириной до 250 мм, минимальная толщина листов и полос составляет 0,35 мм, минимальная толщина ленты 0,05 мм, минимальный объем изготавливаемых полуфабрикатов от 5 кг.

Литература

1. Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS-02), USA, Federal Aviation Administration.
2. Aviation Week and Space Technology, 1976.
3. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия. 1972. 210 с.
4. Novotny Paul, Gernant E. Mauser «Ultra-High-Strength Steels VS Titanium Alloys» Advanced Materials and Processes, V165, N 11, 2007.

УДК 669

**Разработка технологии выплавки высокопрочной
мартенситностареющей стали ВКС-180ИД с пониженным содержанием
газов и примесей**

Крылов С.А.¹; Егоров Е.В.¹; Неруш С.В.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Исследованы металлургические особенности выплавки высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180ИД в вакуумной индукционной печи (ВИ) с введением в расплав РЗМ и технологической добавки закись никеля и последующим переплавом в вакуумной дуговой печи (ВД). Технология позволяет получить низкое содержание газов и примесей: углерода $\leq 0,005\%$; кислорода $\leq 0,004\%$; азота $\leq 0,003\%$, что обеспечивает высокий уровень механических свойств как в долевом, так и поперечном направлении.

Ключевые слова:

высокопрочная сталь, безуглеродистая сталь, мартенситностареющая сталь, выплавка, переплав, РЗМ, закись никеля, раскисление, газы, примеси, ковка, закалка, термическая обработка, предел прочности, ударная вязкость, пластичность, карбиды, карбонитриды, балл зерна.

Введение

ФГУП «ВИАМ» разработан ряд высокопрочных сталей, в том числе мартенситностареющая ВКС-180 ($\sigma_b \geq 1700 \text{ Н/мм}^2$), для перспективных изделий авиационной техники, для силовых деталей: шасси, планера, двигателя и изделий других отраслей, работающих в условиях высоких нагрузок. Особенностью высокопрочных мартенситностареющих сталей является благоприятное сочетание прочностных и пластических свойств, высокое сопротивление хрупкому разрушению. Сталь ВКС-180 по прочности превосходит отечественный аналог сталь ВКС-170 и не уступает зарубежному аналогу – стали Maraging 250.

Данная сталь характеризуется высокой плотностью дислокаций, при этом низкое содержание углерода способствует тому, что большая часть дислокаций остается не закрепленной. Последнее, в свою очередь, определяет возможность протекания релаксационных процессов при низких температурах, приводящих к снятию локальных напряжений.

Высокая прочность в данной стали достигается за счет старения малоуглеродистого мартенсита с выделением мелкодисперсных фаз Ni_3Ti , Fe_2Mo и др. Фаза Ni_3Ti является основной упрочняющей фазой, от содержания которой в стали зависит уровень механических свойств.

Таким образом, для формирования Ni_3Ti фазы в необходимом количестве и получения высокой плотности незакрепленных дислокаций необходимо, чтобы содержание примесей было минимальным: углерода $\leq 0,01 \%$, азота $\leq 0,005 \%$, кислорода $\leq 0,005 \%$. Дополнительно снижение углерода и азота приводит к уменьшению карбидных и карбонитридных выделений, что снижает возможность охрупчивания стали при охлаждении с температур деформации. Снижение содержания углерода положительно сказывается на прочностных характеристиках стали, т.к. благодаря этому высвобождается титан для увеличения количества упрочняющей фазы Ni_3Ti .

Вопрос о снижении содержания газов и, в том числе, углерода в

легированных никелем, кобальтом, молибденом, титаном мартенситностареющих сталях стоит уже долгое время. Основным методом по снижению углерода в стали в настоящий момент является двойной переплав. В настоящее время для выплавки стали ВКС-180 применяют дуплекс-процессы выплавки - вакуумная индукционная печь с последующим вакуумным дуговым переплавом (ИД) или электроннолучевым переплавом (ИЛ). Для работы был выбран дуплекс-процесс (ИД), имеющий более широкое применение в промышленности, чем электронно-лучевой (ИЛ). Содержание газов и примесей в металле, получаемом после переплава в электроннолучевых печах, ниже чем после переплава в вакуумно-дуговых печах и остается на уровне: углерод до 0,01 %, азот до 0,005 %, кислород до 0,005 %. Однако процесс плавки в электроннолучевых печах является энерго- и трудоемким, а, следовательно, более дорогим по сравнению с переплавом в ВД печах. На сегодняшний день метод электронно-лучевого переплава не получил широкого распространения на отечественных предприятиях и насчитывает всего 1-2 промышленных единицы.

При выплавке в ВИ печах удаление углерода из металла представляет определенные трудности при наличии в составе стали титана до 0,5% и алюминия до 0,15%, что служит препятствием для избирательного окисления углерода. Т.е. не в достаточной степени обеспечиваются термодинамические возможности взаимодействия углерода с кислородом и, как следствие, получения благоприятного сочетания прочностных и пластических характеристик.

Цель проведенной работы состояла в усовершенствовании существующей технологии выплавки высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180, сочетающей выплавку в ВИ печах и последующим ВД переплавом. Методика введения РЗМ и технологической добавки окись никеля в расплав при проведении ВИ плавки обеспечивает низкое содержание вредных примесей и газов, в том числе углерода. Снижение

содержания вредных примесей позволяет повысить стабильность получения высокого уровня комплекса механических свойств ($\sigma_b \geq 1720 \text{ Н/мм}^2$, $\psi \geq 50 \%$, $KCU \geq 49 \text{ Дж/см}^2$), а снижение выделения карбидных и карбонитридных сеток позволяет проводить термообработку стали при более низких температурах и меньшем времени выдержки.

Методика проведения исследований

При разработке технологии выплавки мартенситностареющей стали ВКС-180ИД, микролегированной РЗМ, за основу была взята технология выплавки ВКС-180, доработанная с учетом освоения новой технологической операции – микролегирование расплава РЗМ с введением в расплав окиси никеля.

Разработанный технологический процесс выплавки мартенситностареющей стали ВКС-180 микролегированной РЗМ, состоит из следующих операций:

– выплавки исходного металла мартенситностареющей стали ВКС-180 в вакуумных индукционных печах и отливки электродов в металлические трубы диаметром 90 мм;

– переплава литых исходных электродов в вакуумной дуговой печи VAR L 200 в кристаллизаторы 100 и 130 мм.

Контроль химического состава и содержания газов и примесей в полученных слитках осуществлялся после выплавки в вакуумной индукционной печи, вакуумного дугового переплава, получения полуфабрикатов (прутков, сутунок). Химический состав определяли методом атомно-эмиссионной спектроскопии основных элементов на установке ARL-4460 в соответствии с ГОСТ Р ИСО 13898-2-2006 и ГОСТ Р ИСО 13898-4-2007. Содержание газов и примесей контролировали при помощи метода вакуум - плавления на установке Лесо ТС-436 (анализ газов), в соответствии с ГОСТ 17745-90 и метода сжигания в вакууме на установке Лесо CS-444

(анализ углерода и серы) в соответствии с ГОСТ 12344-2003 и ГОСТ 12345-2001

Уровень механических свойств (предел прочности, пластичность, ударную вязкость) определяли на образцах, вырезанных из прутков и сутунок (в долевым и поперечном направлении) и прошедших рекомендованный для стали ВКС-180ИД режим термообработки. Испытания на предел прочности и пластичность проводили на испытательной машине Tiratest 2300/1 при $T=20^{\circ}\text{C}$ по ГОСТ Р 1497. Испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре ИО 5003-0,3 при $T=20^{\circ}\text{C}$ по ГОСТ 9454-78.

Результаты исследований и их обсуждение

В настоящее время для выплавки стали ВКС-180 применяют дуплекс-процессы выплавки – вакуумная индукционная печь с последующим вакуумным дуговым переплавом (ИД) или электроннолучевым переплавом (ИЛ). Для работы был выбран дуплекс-процесс (ИД), имеющий более широкое применение в промышленности, чем электронно-лучевой (ИЛ).

Также для производства безуглеродистых сталей используют особо чистые шихтовые материалы. Для выплавки стали ВКС-180 рекомендуется применять железо с содержанием углерода $\leq 0,008\%$ марок 005ЖР и 008ЖР (табл. 1). Однако, в настоящее время железо высокой чистоты марок 005ЖР и 008ЖР не производится и практически ушло с рынка. Поэтому в качестве альтернативного шихтового материала использовали также железо особой чистоты марки АРМКО тип 1 с содержанием углерода $\leq 0,02\%$ (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав марок железа высокой чистоты

Марка материала	Номер ТУ	Массовая доля, % не более								
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
005ЖР	14-1-128-71	0,005	0,006	0,03	0,005	0,003	0,01	0,03	0,03	0,05
008ЖР	14-1-128-71	0,008	0,006	0,03	0,005	0,003	0,01	0,03	0,03	0,05
АРМКО тип1	00187895-176-2009	0,02	0,02	0,06	0,003	0,002	0,01	0,012	0,02	0,023

Технологический процесс выплавки мартенситностареющей стали ВКС-180 микролегированной РЗМ, состоит из следующих операций:

– выплавка исходного металла мартенситностареющей стали ВКС-180 в вакуумных индукционных печах и отливки электродов в металлические трубы с внутренним диаметром 90 мм;

– переплав литых исходных электродов в вакуумной дуговой печи в кристаллизаторы 100 и 130 мм.

Контроль химического состава и содержания газов и примесей в полученных слитках осуществлялся после выплавки в вакуумной индукционной печи, вакуумного дугового переплава, получения полуфабрикатов (прутков, сутунок).

В процессе вакуумной индукционной плавки в расплав вводилась окись никеля для создания «углеродного» кипа. Создание окислительного потенциала в расплаве в течение необходимого времени для взаимодействия с имеющимся углеродом в вакууме позволило снизить содержание углерода до $\leq 0,005$ %. как на плавках с использованием железа высокой чистоты марки 008ЖР, так и железа марки АРМКО тип 1, т.е. в 2–3 раза по сравнению с известными способами выплавки. Дополнительное раскисление расплава в вакууме с введением РЗМ и последующий ВДП обеспечили низкое содержание газов и серы (табл. 2).

Таблица 2

Влияние методов выплавки на содержание примесей в стали ВКС-180

Метод выплавки	Содержание элементов, % масс.			
	Углерод	Кислород	Азот	Сера
ИД	0,02	0,006	0,009	0,008
ИЛ	0,008	0,005	0,005	0,003
ИД с РЗМ и окись никеля	0,002 (008ЖР)	0,0017	0,0017	0,0011
	– 0,0037 (Армко)	– 0,0030	– 0,0036	– 0,0030

Слитки опытно-промышленной партии стали ВКС-180ИД после ВДП для выравнивания химического состава и улучшения литой структуры подвергали гомогенизирующей изотермической выдержке в термических печах с последующим охлаждением на воздухе.

Исследования механических свойств (σ_b , ψ , КСУ) проводились на образцах в продольном и поперечном направлениях после стандартных режимов термической обработки:

– Высокотемпературную закалку проводили для растворения карбонитридных сеток. При переносе заготовки из печи в воду не допускалось остывание образцов. Контроль микроструктуры не обнаружил выделений по границам зерен.

– Для получения измельченного зерна (6 – 7 балл шкалы ГОСТ 5639) и получения однородной структуры проводилась трехкратная закалка с температур ниже высокотемпературной закалки.

– Завершающая термообработка – упрочняющее старение охлаждением на воздухе. После проведения термообработки проводились испытания на кратковременную прочность (растяжение при 20°C) и ударную вязкость (таблица 3).

Таблица №3

Механические свойства стали ВКС-180 при T=20°C

Способ выплавки	Направление волокна	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
ИД	Долевое	1730	1650	45	49,0
	Поперечное	1720	1610	35	34,9
ИЛ	Долевое	1765	1745	58	59,0
	Поперечное	1775	1755	45	45,5
ИД с РЗМ и NiO	Долевое	1875	1810	62	78,5
	Поперечное	1865	1825	59	63,5

Полученные результаты показали что метод ВД-переплава стали ВКС-180 с введением РЗМ и закиси никеля обеспечивают высокий уровень механических свойств: $\sigma_b \sim (1865-1875)$ МПа, $\psi \sim (59-62)\%$, $KCU \sim (63,5-78,5)$ Дж/см².

Особого внимания заслуживает тот факт, что механические свойства, полученные для образцов, вырезанных поперек волокна, соответствуют уровню свойств образцов, вырезанных в долевым направлении, что является существенным показателем качества металла для мартенситностареющих сталей.

Для оценки влияния метода выплавки на структуру высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180, был проведен металлографический анализ.

В мартенситностареющих сталях при замедленном охлаждении после деформации («охрупчивание») происходит выделение частиц карбонитридов или карбидов титана по границам зерен (рис. 1). Для растворения охрупчивающих выделений проводят высокотемпературную закалку.

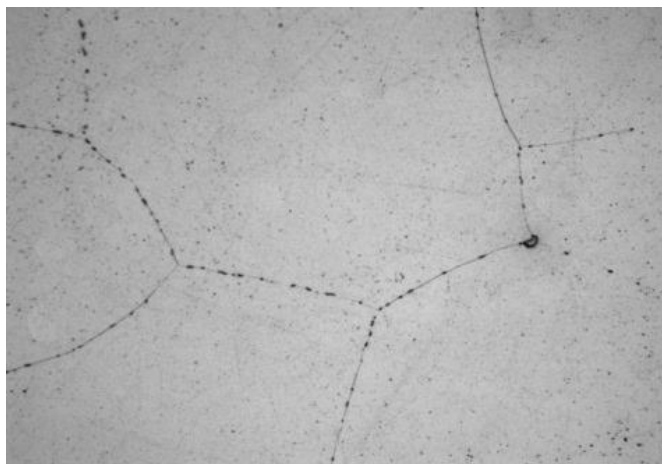


Рис. 1 – Характерная микроструктура при замедленном охлаждении после деформации $\times 100$

После проведения высокотемпературной закалки стали ВКС-180ИД с введением РЗМ и NiO, были подготовлены образцы для контроля и оценки карбидных и карбонитридных сеток. Величина зерна варьируется от 2 до 3

баллов, границы зерна чистые, карбидные и карбонитридные сетки не обнаружены (рис. 2 а). Тогда как в стали ВКС-180ИД, полученной стандартным способом, после высокотемпературной закалки охрупчивающие выделения в структуре стали полностью не устраняются (рис.2 б).

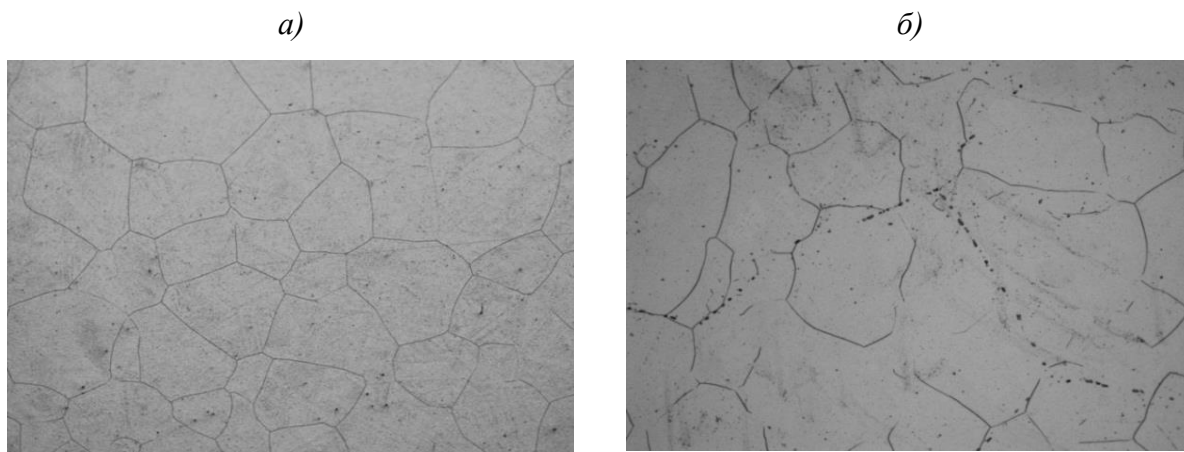


Рис. 2 – Микроструктура стали ВКС-180ИД после высокотемпературной закалки $\times 100$
а) по разработанной технологии, размер зерна 2 – 3 балл, границы зерна чистые;
б) по стандартной технологии, размер зерна 1 – 3 балл, наличие нерастворённых охрупчивающих выделений.

Проведенный металлографический анализ после окончательной термообработки показал, что Разработанная технология выплавки высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180ИД обеспечивает получение достаточно однородной мелкозернистой структуры, оцениваемой 6-7 баллом шкалы ГОСТ 5639-82 (рис. 3). Это позволяет обеспечить высокий уровень показателей пластичности (КСУ и ψ).

На образцах, прошедших испытания на ударную вязкость, проводился фрактографический анализ.

Разрушение – вязкое, с образованием сколов, развивается внутризеренно. Излом шероховатый, имеет ямочное строение с преобладанием мелкоямочного рельефа.



Рис. 3 – Микроструктура стали ВКС-180ИД после окончательной термообработки, 6 – 7 балл зерна

Для образцов, вырезанных из сутунки в долевом направлении, характерный вид излома приведен на рис. 4 и 5 (а–в).

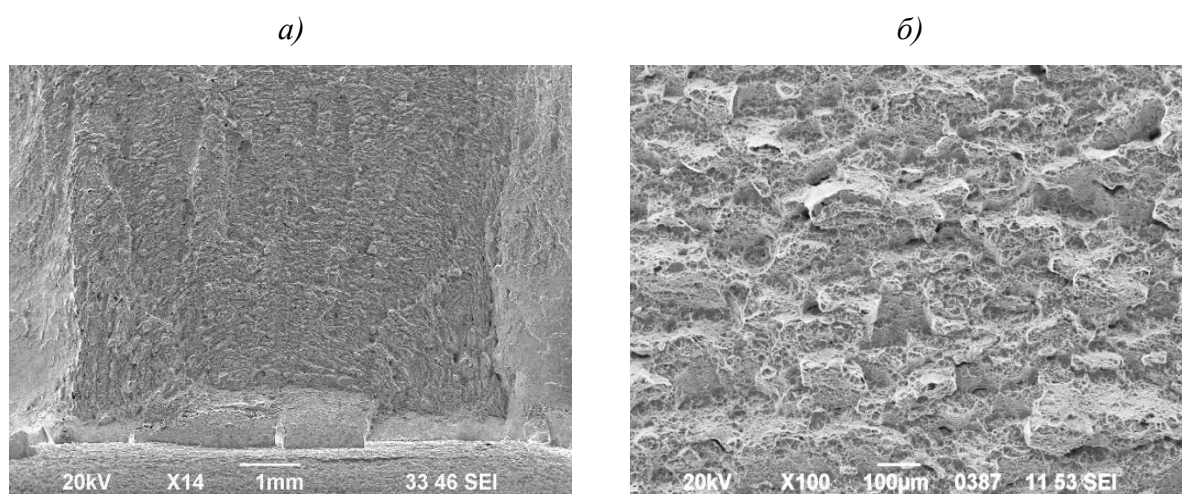


Рис. 4 – Строение излома образца, вырезанного из прутка стали ВКС-180ИД изготовленной по стандартной технологии
а – общий вид излома; б – строение излома в центральной зоне

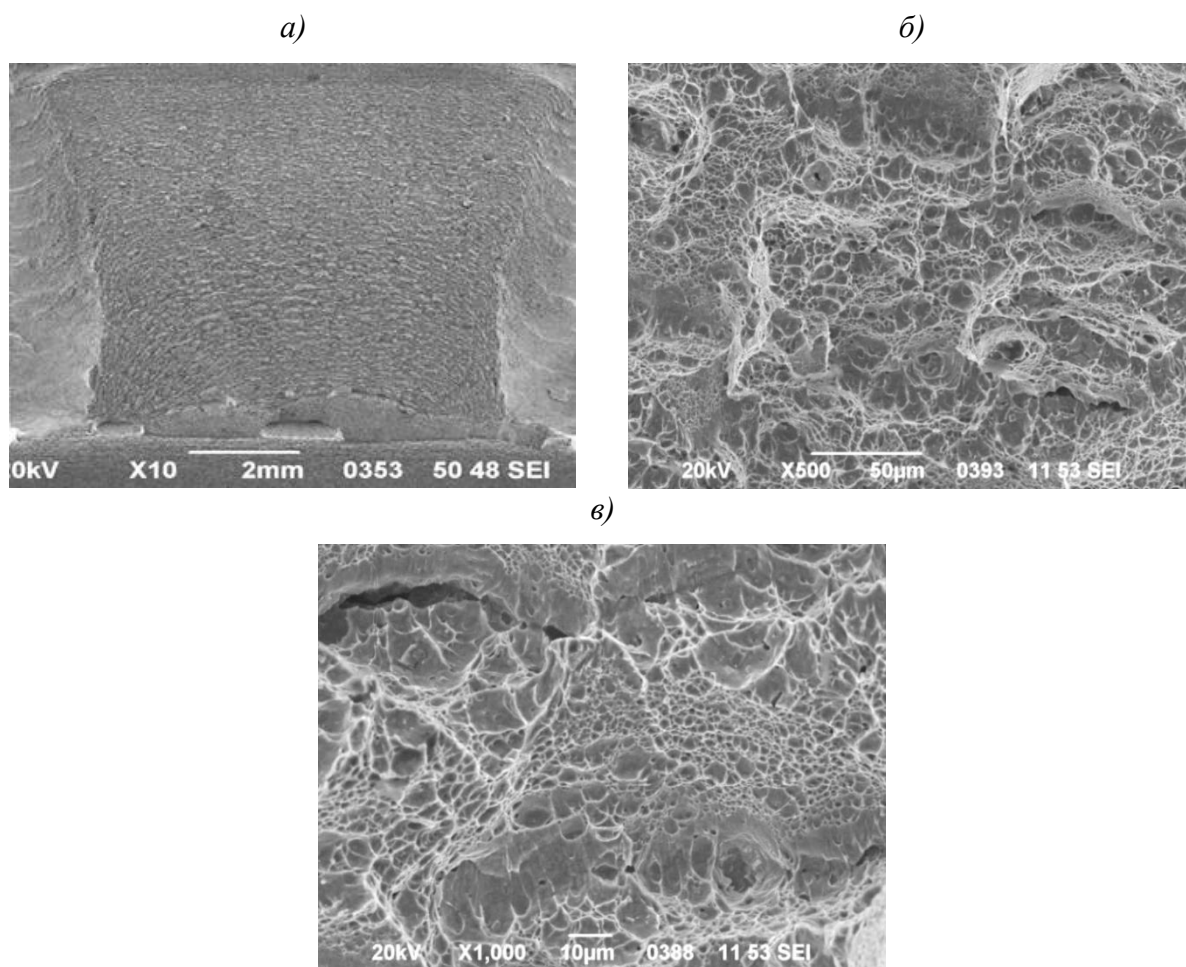


Рис. 5 – Строение излома образца, вырезанного из прутка стали ВКС-180ИД по разработанной технологии
а – общий вид излома; б, в – мелкоямочный рельеф и отдельные крупные ямки

Учитывая положительное влияние введения РЗМ и технологической добавки закиси никеля в сталь ВКС-180ИД на снижение содержания углерода, кислорода и азота, целесообразно использовать данную технологию в промышленных условиях.

Заключение

1. Разработана технология получения высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180ИД, с введением РЗМ и закиси никеля.

2. Показана возможность значительного снижения содержания вредных примесей: углерода, азота, кислорода.

3. Технология выплавки дуплекс-процессом совместно с микролегированием стали РЗМ обеспечивают высокий уровень механических свойств в долевом и поперечном направлении ($\sigma_b \sim (1865-1875)$ МПа, $\psi \sim (59-62)\%$, КСУ $\sim (63,5-78,5)$ Дж/см²) и величину зерна 6-7 балла.

4. Получен патент «Способ производства высокопрочной мартенситностареющей стали».

Литература

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотеплонагруженных деталей газотурбинных двигателей //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 13–19.

2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.

3. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России //Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.

4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий //Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 01 (viam-works.ru).

5. Ломберг Б.С., Покровский А.А., Топилин В.В., Щербаков А.И. Влияние способа переплава на качество мартенситностареющей высокопрочной стали // Сталь. 1973. №8 С. 725.

6. Щербаков А.И., Ломберг Б.С., Оборенкова А.С. Некоторые закономерности кристаллизации при ЭЛП и ВДП //Специальная электрометаллургия. 1978. № 22. С. 22–40.

7. Шалин Р.Е., Щербаков А.И., Ломберг Б.С., Качанов Е.Б. «Электронно-лучевой переплав – прогрессивный метод получения высококачественных сталей и жаропрочных сплавов», В сб. Авиационные материалы. М.: ВИАМ. 1978. №3. С. 46–59.

8. Покровская Н.Г., Маркова Е.С., Шалькевич А.Б. Высокопрочные конструкционные мартенситностареющие стали в авиастроении //Авиационная промышленность. 2014. №1. С. 24–28.

9. Маркова Е.С., Якушева Н.А., Покровская Н.Г., Шалькевич А.Б. Технологические особенности производства мартенситостареющей стали ВКС-180 //Труды ВИАМ. 2013. №7. Ст. 01 (viam-works.ru).

10. Крылов С.А., Маркова Е.С., Щербаков А.И., Якушева Н.А. Металлургические особенности выплавки высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2015. №4 С. 14–19.

11. Щербаков А.И., Крылов С.А., Калицев В.А., Игнатов В.А. Разработка технологии выплавки высокопрочной мартенситностареющей стали ВКС-180-ИД (01Н18К9М5Т), микролегированной РЗМ // Труды ВИАМ. 2015. №2 Ст. 4 (viam-works.ru).

УДК 669.14.018.41:669-413

**Рулонный прокат из конструкционной стали
с дисперсионным упрочнением, произведенный
в условиях литейно-прокатного комплекса**

Науменко В.В.¹, к.т.н.; Багмет О.А.¹, к.т.н.;

Баранова О.А.¹

naumenko_vv@vsw.ru

¹АО «Выксунский металлургический завод», Россия, г. Выкса

Аннотация:

Представлены результаты исследования влияния азота и ванадия на формирование микроструктуры, тонкой структуры и механических свойств низкоуглеродистых сталей трубного назначения. Показано, что путем дисперсионного твердения за счет выделения частиц ванадия совместно с твердорастворным упрочнением от марганца в условиях литейно-прокатного комплекса АО «Выксунский металлургический завод» возможно получать хладостойких прокат классов прочности от К48 до К60 с высоким относительным удлинением (26–29%). Показана принципиальная возможность производства рулонного проката системы микролегирования V-N, обладающего стойкостью к растрескиванию в H₂S-среде.

Ключевые слова:

литейно-прокатный комплекс, прокат трубного назначения, микролегирование, микроструктура, прочность, пластичность, хладостойкость, стойкость к сероводородному растрескиванию.

Изготовление труб малого и среднего диаметра из собственного рулонного проката производства литейно-прокатного комплекса (ЛПК), работающего по совмещенной технологии выплавки, непрерывной разливки и прямой прокатки тонких слябов в горячекатаные рулоны, является одним из основных направлений производства АО «Выксунский металлургический завод» (АО «ВМЗ») [1, 2]. Для обеспечения высокого уровня прочности и одновременно хладостойкости металлопродукции при отрицательных температурах в сталь добавляют ниобий [3, 4], который позволяет металлу придать особые свойства. Главной проблемой микролегирования сталей в условиях российского металлургического производства является импорт данного химического элемента. В современных условиях частичной изолированности российских металлургических компаний от мирового сообщества, периодом санкционной политики, необходимо разрабатывать импортозамещающие технологии производства металлопродукции с особыми свойствами.

В Инженерно-технологическом центре АО «ВМЗ» ведутся изыскания по совершенствованию существующих и созданию новых технологий изготовления высококачественной продукции, отвечающей современным требованиям различных потребителей. Одним из разрабатываемых направлений создания новой продукции трубного сортамента по импортозамещающей технологии является упрочнение сталей путем дисперсионного твердения частицами ванадия [5]. Наша страна обладает значительными ресурсами ванадия, которые способны обеспечить работу отечественной промышленности на многие годы вперед.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния микролегирования низкоуглеродистых сталей трубного назначения ванадием и азотом на формирование микроструктуры, характер выделения дисперсных частиц, уровень механических свойств и стойкость к коррозионному

растрескиванию в H_2S -среде рулонного проката, произведенного в условиях ЛПК АО «ВМЗ».

Материал и методика исследований

Исследования проводили на рулонном прокате, произведенном в промышленных условиях ЛПК АО «ВМЗ». Металл выплавляли в электродуговой печи, подвергали различным вариантам внепечной обработки, разливали непрерывным способом в сляб толщиной 90 мм, нагревали в туннельной печи до заданной температуры и прокатывали на непрерывном широкополосном стане 1950 за две стадии: первая стадия в двух клетях черновой группы и вторая – в шести клетях чистовой группы. После завершения прокатки полосы толщиной 8 мм ускоренно охлаждали в установке ламинарного охлаждения и сматывали в рулон. Для всех исследуемых сталей режимы термомеханической обработки и ускоренного охлаждения (ТМО+УО) были одинаковыми. Насыщение стали азотом производилось при продувке его в газообразном виде при обработке металла на установке «ковш-печь»

Химический состав исследуемого металла представлен в табл. 1. Все стали имели одинаковое содержание ванадия (0,010%). Сталь А содержала наибольшее количество марганца (1,3%), была микролегирована 0,020% азота. Сталь Б содержала 0,8%Mn, при содержании азота 0,022%. Состав стали В отличался от химического состава первых двух сталей наименьшим содержанием марганца 0,5% и азота 0,012%. Сталь Г характеризовалась аналогичным стали В содержанием марганца, но при этом значительно большим содержанием азота 0,022%. При производстве сталей В и Г металл вакуумировали, в отличие от сталей А и Б. Сталь Г дополнительно подвергалась внепечной обработке кальцием с целью модифицирования неметаллических включений для достижения стойкости к растрескиванию в H_2S -среде.

Структурное состояние металла оценивали на шлифах, изготовленных в продольном направлении относительно направления прокатки, после химического травления в 4%-ом спиртовом растворе азотной кислоты с применением оптического микроскопа Axio Observer.D1m с системой анализа изображений Thixomet Pro. Электронно-микроскопическое и микрорентгеноспектральное исследования проведены с использованием автоэмиссионного растрового электронного микроскопа Ultra 55, оснащенного спектрометром энергетической дисперсии INCA Energy 450X с детектором характеристического рентгеновского излучения x-Max (метод СЭМ). Исследование тонкой структуры металла выполняли с применением просвечивающего электронного микроскопа JEM200CX с ускоряющим напряжением 120 кВ (метод ПЭМ)¹.

Термодинамические расчеты выделения избыточных фаз в исследуемых сталях проводили с применением программного обеспечения «Thermo-Calc»².

Изучение кинетики распада деформированного аустенита при непрерывном охлаждении для исследуемых сталей проведено методом построения термокинетических диаграмм (ТКД) при помощи дилатометра DIL 805A/D на цилиндрических образцах диаметром 5 мм и длиной 10 мм, которые после нагрева токами высокой частоты в вакууме со скоростью 5°С/с до температуры 1100°С и выдержки в течение 5 минут подвергали деформации сжатием за пять стадий с относительной деформацией (ε) 0,3÷0,1 и скоростью деформации (ν) 5÷15 с⁻¹ при различных температурах (T) в диапазоне 1060÷940°С. Между стадиями деформации образцы охлаждали со скоростью 6,5°С/с и 5°С/с – после завершения последней деформации в

¹ Исследование тонкой структуры проведены Матросовым М.Ю., Кичкиной А.А., Дьяконовым Д.Л. в ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»

² Термодинамические расчеты выполнены Хлыбовым О.С. в отделе математического моделирования АО «ВМЗ»

интервале температур 940÷920°C. Далее образцы охлаждали с различными скоростями в диапазоне 0,5÷80°C/с.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Массовая доля химического элемента, %							Прочие
	C	Si	Mn	P	S	V	N	
А	0,04-0,07	≤0,3	1,3	≤0,008	≤0,005	0,10	0,020	Fe, Cr, Ni, Cu
Б			0,8			0,10	0,022	
В			0,5			0,10	0,012	
Г			0,5			0,10	0,022	

Механические свойства опытного рулонного проката оценивали при статических испытаниях на растяжение по ГОСТ 1497 на плоских полнотолщинных образцах с определением временного сопротивления (σ_b , Н/мм²), предела текучести (σ_m , Н/мм²) и относительного удлинения (δ_5 , %), при динамических испытаниях на ударный изгиб по ГОСТ 9454 образцов с острым концентратором напряжений Шарпи в интервале температур от 0 до -80°C с определением ударной вязкости (KCV , Дж/м²), а также испытание падающим грузом (ИПГ) по ГОСТ 30456 на полнотолщинных образцах в интервале температур от 0 до -80 °C с определением доли вязкой составляющей в изломе ($B_{ИПГ}$, %).

Испытания на стойкость к водородному растрескиванию проводили по стандарту NACE TM 0284 с определением коэффициентов длины (CLR , %), толщины водородной трещины (CTR , %).

Результаты исследований и их обсуждение

В табл. 2 представлены средние значения механических свойств, полученных при статических испытаниях на растяжение образцов от исследуемых сталей. Сталь А, содержащая в своем составе 1,3% Mn, 0,10% V и 0,020% N, обладала наибольшими значениями прочностных свойств. Временное сопротивление разрыву составляло 610 Н/мм², предел текучести – 540 Н/мм², относительное удлинение – 27 %. Отношение предела текучести

к временному сопротивлению характеризовалось значением 0,89. Данный комплекс механических свойств соответствовал классу прочности К60. Сталь Б, имеющая в своем составе более низкое содержание марганца (0,8%), при высоком количестве азота (0,022%), характеризовалась меньшей прочностью, чем сталь А. Временное сопротивление разрыву составляло 580 Н/мм^2 , предел текучести – 510 Н/мм^2 , относительное удлинение – 26 %. Отношение предела текучести к временному сопротивлению – 0,88. Данный комплекс свойств соответствовал классу прочности К56. Сталь В, содержащая 0,5% Mn, и наименьшее количество 0,012% N, имела самые низкие значения прочностных свойств по сравнению с остальными сталями. Временное сопротивление разрыву составляло 470 Н/мм^2 , предел текучести – 395 Н/мм^2 , относительное удлинение – 28,5 %. Отношение предела текучести к временному сопротивлению также характеризовалось самым низким значением 0,84. Представленный комплекс свойств соответствовал классу прочности К48 на нижнем пределе по временному сопротивлению. Сталь Г подобного химического состава со сталью В, за исключением содержания азота 0,022% N, имела более высокие показатели прочности. Временное сопротивление разрыву составляло 535 Н/мм^2 , предел текучести – 466 Н/мм^2 , относительное удлинение 27,5 %. Данный комплекс свойств соответствовал классу прочности К52.

Увеличение содержания азота с 0,012 % до 0,022 % в сталях В и Г с одинаковым содержанием других химических элементов вызывало существенное увеличение прочности, обусловленное эффектом дисперсионного твердения за счет выделения в ферритной матрице частиц, содержащих ванадий. Наблюдаемый прирост прочности составил по временному сопротивлению разрыву 65 Н/мм^2 и 75 Н/мм^2 – по пределу текучести. При этом среднее значение относительного удлинения в стали Г по сравнению со сталью В снизилось всего на 1 %.

Таким образом, анализ полученных результатов статических испытаний на растяжение исследованных сталей показал, что повышение прочности при дисперсионном твердении достигается без заметного снижения пластичности (табл. 2).

Таблица 2

Механические свойства рулонного проката

Сталь	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
А	610	540	27
Б	580	510	26
В	470	395	29
Г	535	470	28

Микроструктура исследуемых сталей с различным содержанием марганца и азота сформировавшаяся после ТМО+УО в условиях ЛПК представляла собой ферритную матрицу полигональной морфологии с различным размером зерна и небольшим (2-4%) количеством перлита (рис. 1). Наиболее мелким зерном, соответствующим 12-13 номеру по ГОСТ 5639 и средним размером 6 мкм, характеризовалась сталь А, содержащая максимальное количество марганца 1,3% (рис. 1а). С понижением содержания марганца до 0,8% в металле увеличился размер зерна до 11-12 номера и среднего размера до 9 мкм (рис. 1б). Сталь В (0,5%Mn, 0,012%N) обладала самым крупным зерном феррита, соответствующим 10-11 номеру и среднему размеру 13 мкм (рис. 1в). Сталь Г, имеющая в своем составе аналогичное содержание марганца как сталь В, но при этом более высокое содержание азота (0,022%), характеризовалась 11-12 номером и средним размером зерна в 10 мкм (рис. 1г).

Наиболее значительный эффект связан с содержанием марганца в стали, влияющем на температуру превращения и измельчение зерна феррита [7] (рис. 2). За счет отсутствия в составе исследуемых сталей ниобия, рекристаллизационные процессы должны происходить практически во всем

температурном интервале интенсивной деформации в аустенитной области. При относительно низком содержании марганца $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение может начинаться при деформации в последних проходах чистовой стадии ТМО (рис. 3). Повышение содержания марганца снижает температуру начала ферритного превращения A_{r3} , повышая количество актов деформации и последующей рекристаллизации, происходящих в аустенитной области, и тем самым измельчая ферритное зерно.

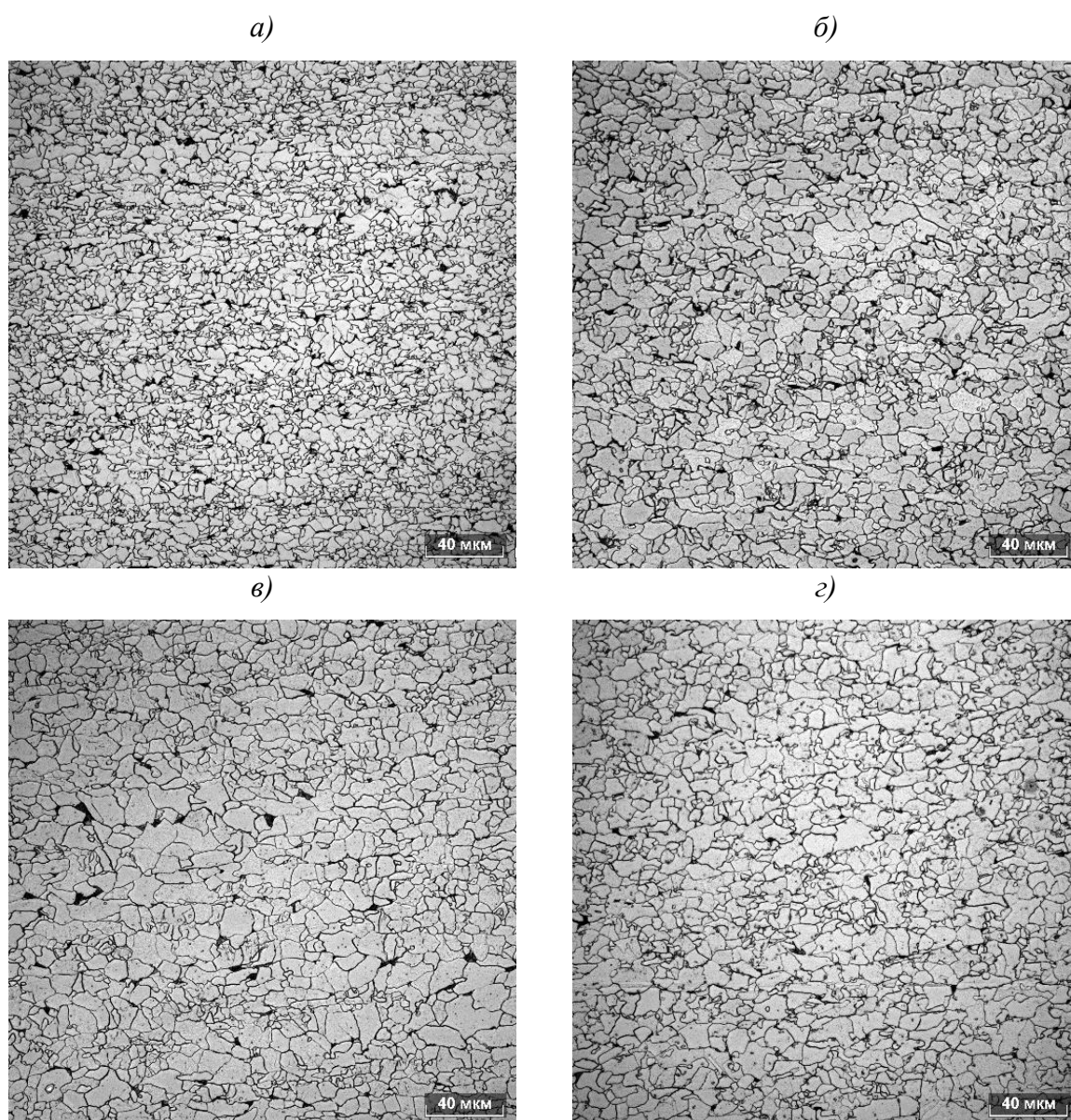


Рис. 1 – Микроструктура на $\frac{1}{4}$ от толщины проката исследуемых сталей:

а – А; б – Б; в – В; г – Г

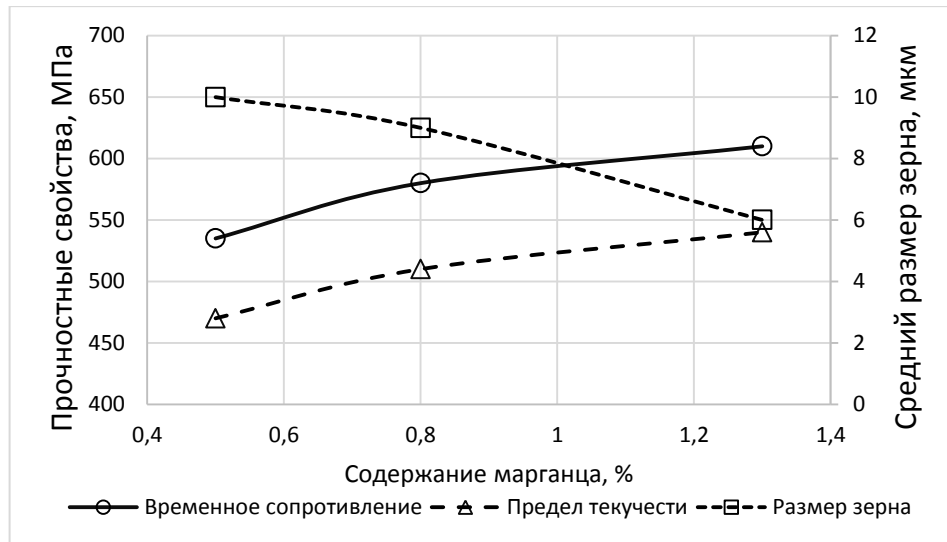


Рис. 2 – Зависимость прочностных свойств и среднего размера зерна феррита в исследуемых сталях от содержания марганца

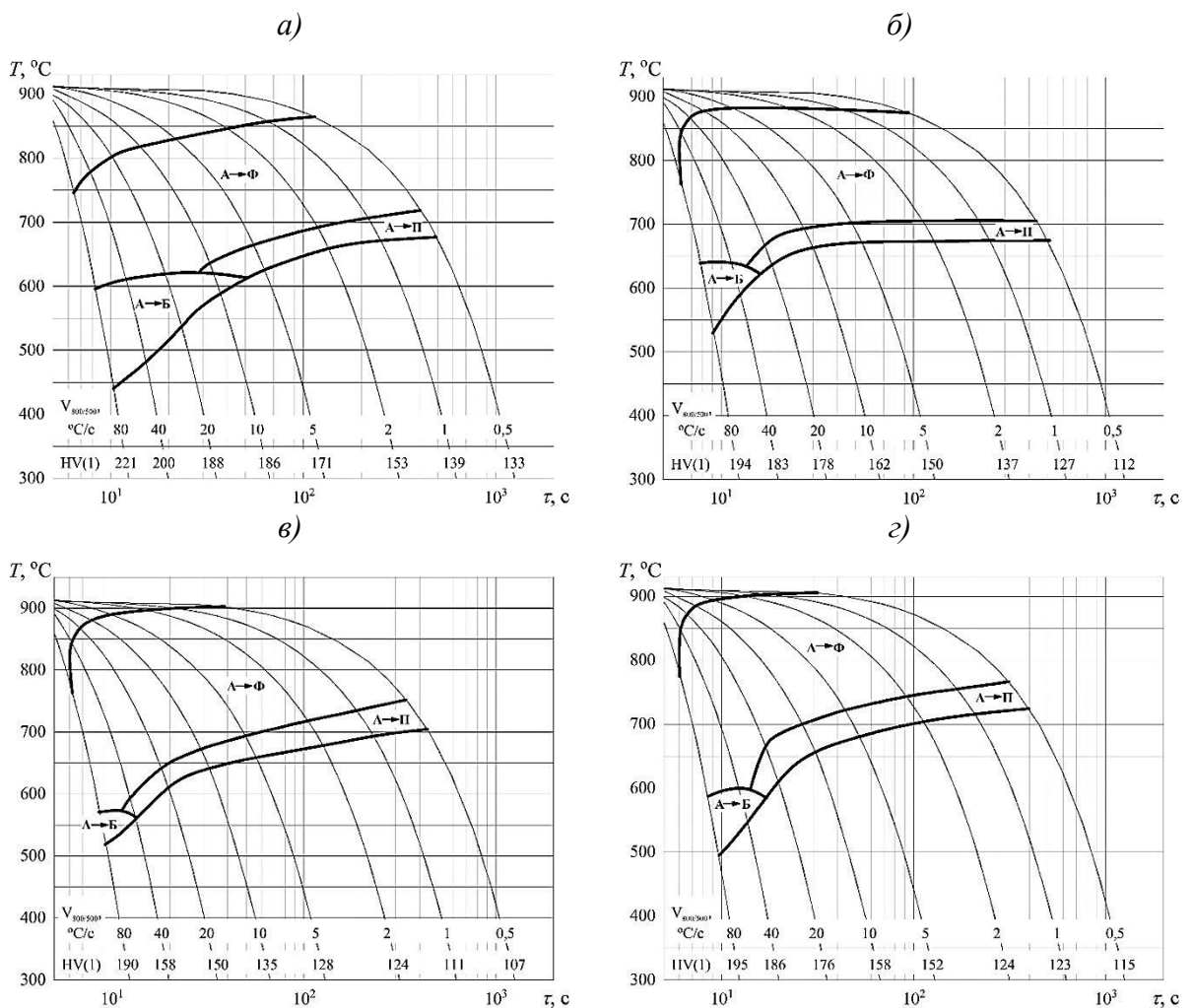


Рис. 3 – ТКД распада аустенита при непрерывном охлаждении деформированного аустенита исследуемых сталей: а – А; б – Б; в – В; г – Г

Подтверждением вклада дополнительного выделения частиц карбонитридов ванадия в конечный размер зерна служит сравнение микроструктуры стали В со сталью Г (рис. 1в, г). При одинаковом содержании углерода и марганца, а также единой технологии ТМО+УО, более мелкое зерно наблюдалось в стали с большим содержанием азота. Возможно, выделения частиц ванадия $V(C,N)$ в аустените в интервале температур деформации могут создавать препятствия для роста зерна аустенита и эффективные подложки для зарождения ферритных зерен при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, формируя более мелкозернистую микроструктуру стали [6, 7].

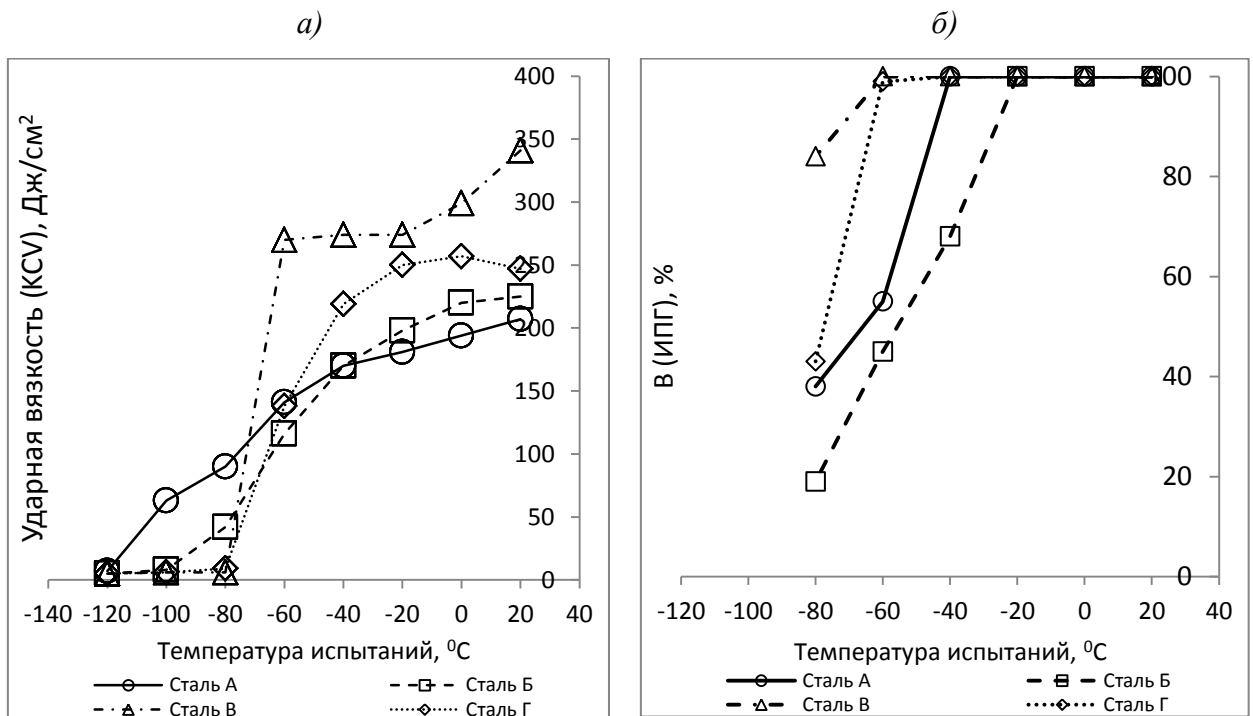


Рис. 4 – Зависимость ударной вязкости образцов Шарпи (а) и доли вязкой составляющей образцов ИПГ (б) от температуры испытаний

Результаты динамических испытаний на ударный изгиб образцов Шарпи с острым концентратором напряжений рассматриваемых сталей показали, что до температуры испытания -60°C включительно во всех четырех случаях ударная вязкость выше 130 Дж/см^2 (рис. 4а). Все стали обладали достаточно высокой хладостойкостью (рис. 4б), до температуры -20°C во всех случаях на поверхности разрушения полнотолщинных образцов после ИПГ наблюдался

полностью вязкий излом. На рис. 5 представлен вид изломов образцов после динамических испытаний на ударный изгиб (рис. 5а) и падающим грузом (рис. 5б).

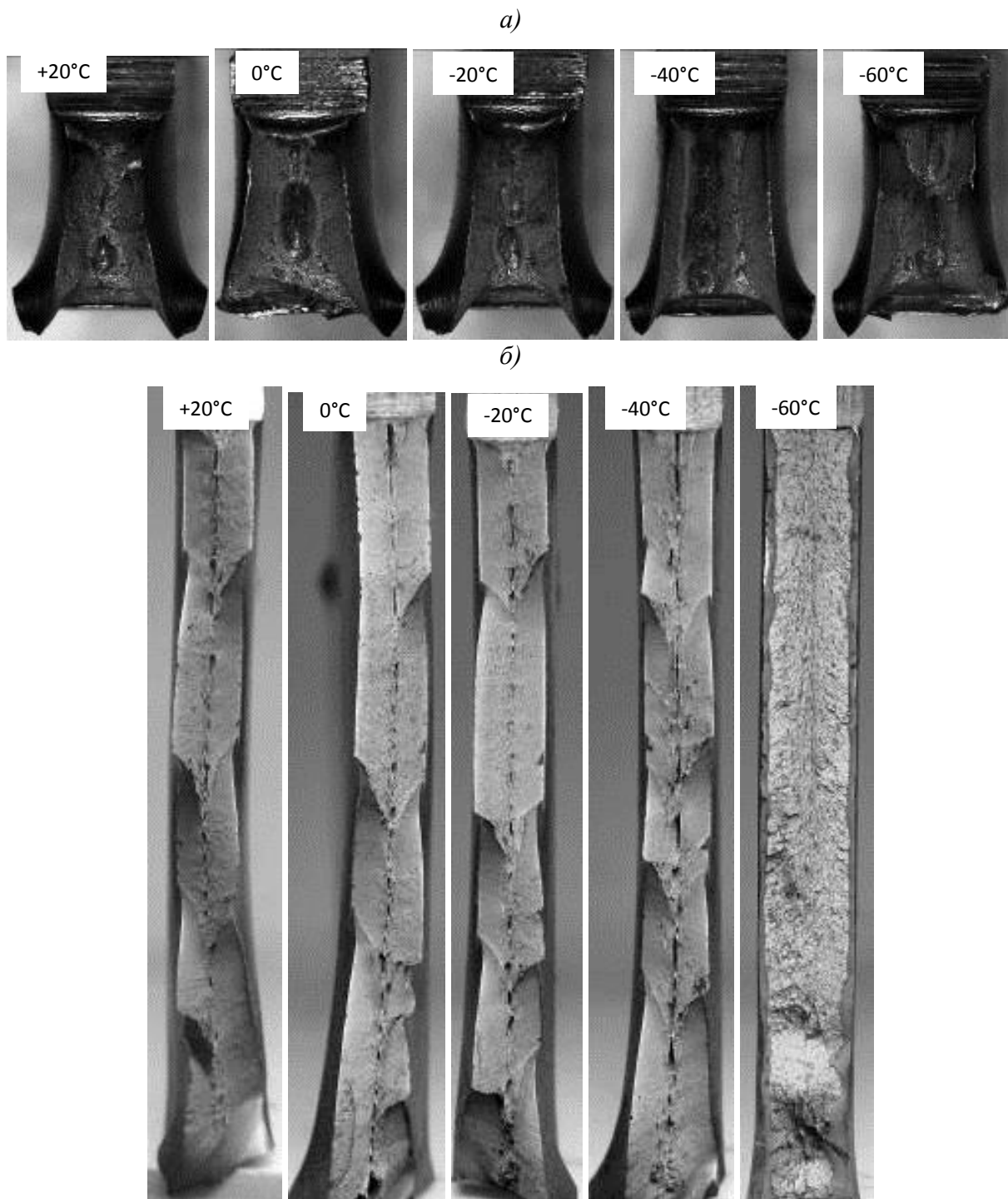


Рис. 5 – Вид изломов образцов Шарпи (а) и ИПГ (б) стали А при различных температурах динамических испытаний

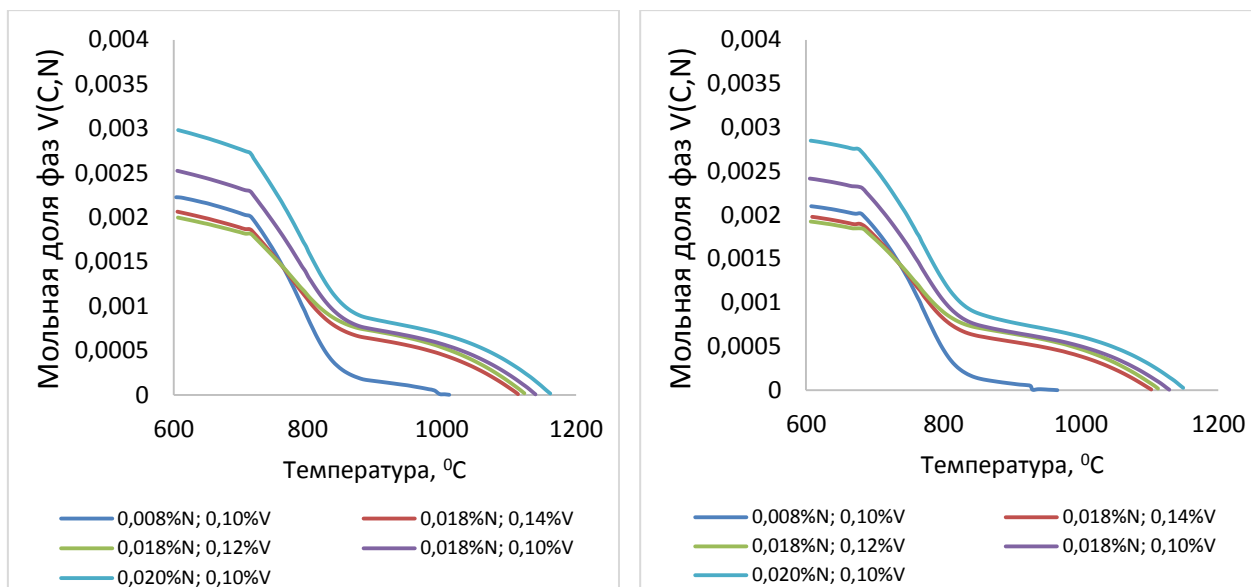
Термодинамические расчеты выделения избыточных карбонитридных фаз для различного содержания азота и ванадия в исследуемых сталях,

проведенные с применением программного обеспечения «Thermo-Calc» показали, что при равновесных условиях частицы карбонитридов ванадия начинают выделяться в аустените при температурах 1150–1000°C (рис. 6). В связи с различием в растворимости частиц V(C,N) в аустените и феррите доля выделений в аустените относительно низкая, и по мере снижения температуры в γ -области доля таких частиц повышается незначительно. При достижении температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения происходит интенсивное выделение частиц карбонитридов ванадия [8], продолжающееся до окончания ферритного превращения. Температурный интервал наиболее интенсивного выделения частиц зависит от химического состава стали, в первую очередь от содержания Mn.

Как показывают термодинамические расчеты, температура начала выделения карбонитридных фаз зависит от содержания азота, чем больше его в металле, тем при более высоких температурах должно начинаться их образование. Азот в большей степени определяет движущую силу выделений V(C,N) и тем самым степень выделения упрочняющих фаз. Ввиду большого сродства ванадия к азоту нитриды ванадия выделяются кинетически быстрее, чем карбиды ванадия. Термодинамический расчет мольной доли углерода и азота показал, что при высоких температурах в частицах V(C, N) преобладает нитридная составляющая, с понижением температуры наоборот – карбидная составляющая (рис. 7). Таким образом, в аустенитной области выделяются нитриды ванадия, а при полиморфном превращении – преимущественно карбиды ванадия.

а)

б)



б)

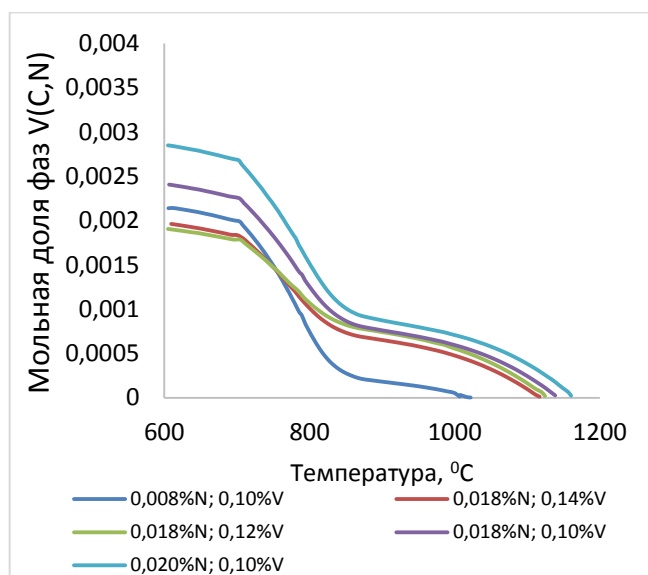


Рис. 6 – Зависимость мольных долей $V(C, N)$, выделяющихся фаз в исследуемых сталях в зависимости от температуры; а – сталь с 1,3%Mn; б – сталь с 0,8%Mn; в – сталь с 0,5%Mn

а)

б)

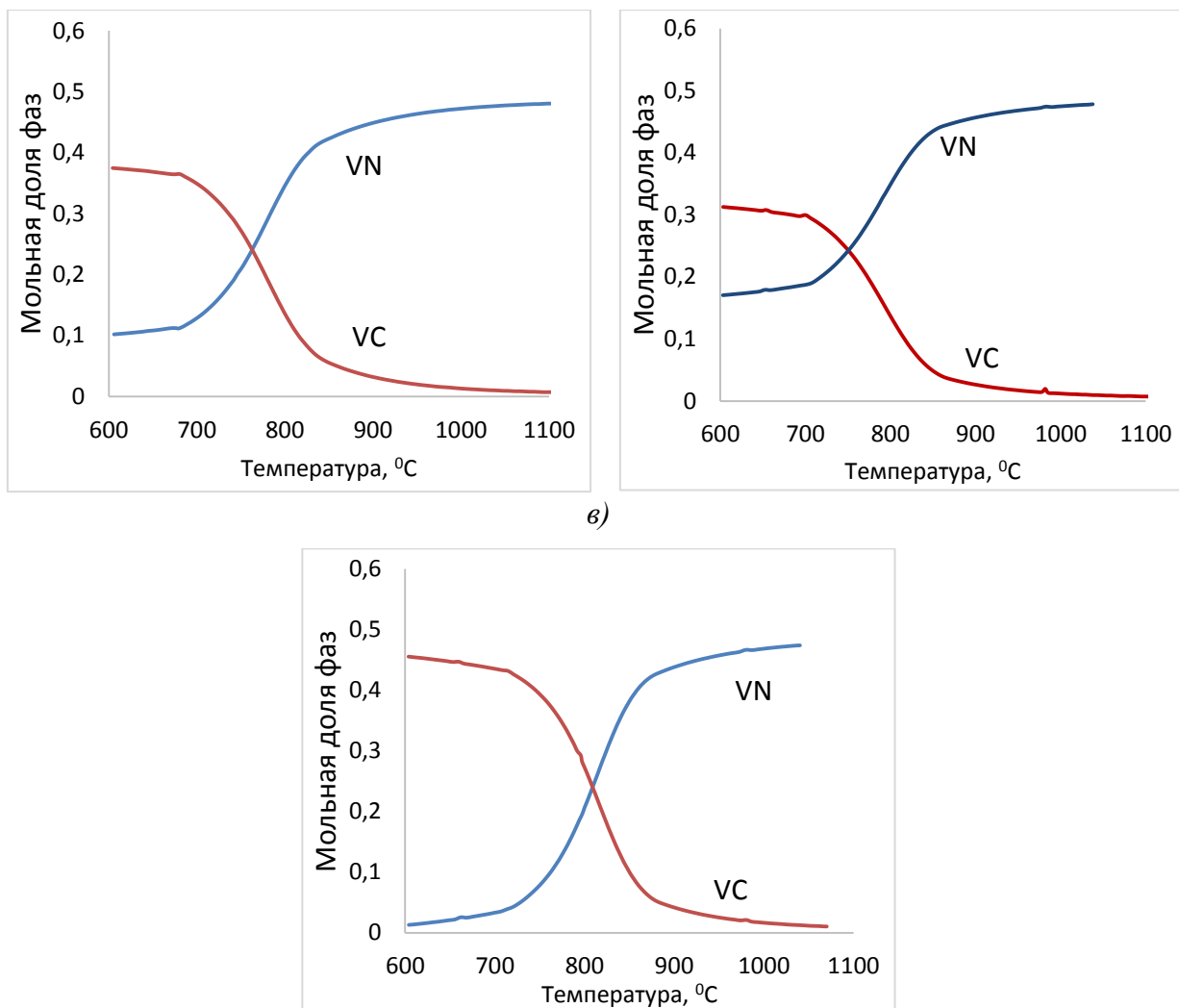


Рис. 7 – Зависимость мольных долей VN, VC в исследуемых сталях в зависимости от температуры: а – сталь с 1,3%Mn, 0,020%N; б – сталь с 0,8%Mn, 0,022%N; в – сталь с 0,5%Mn, 0,012%N

Исследование тонкой структуры металла показало наличие трех основных типов (по типу зарождения и роста) наночастиц карбонитридов микролегирующих элементов (табл. 3): частицы, выделившиеся в аустените (рис. 8а) и частицы, образовавшиеся в феррите, делящиеся на межфазные и выделившиеся на фронте превращения (рис. 8б), и смешанного типа (рис. 8в), имеющие черты как межфазного выделения, так и общего.

Таблица 3

Результаты исследования тонкой структуры

Сталь	Основная структура, (матрица/ втор. фазы)	Частицы выд. в феррите: межфазные / смешанные			Частицы, выд. в аустените	Плотность дисл. в феррите, баллы
		ЧВ (ч-та выявл.) ОП (плотн. ч-ц)	Тип	Размер ср./макс.		
А	ПФ/П	ЧВ – выс. ОП – выс.	МФ См. (в осн.) См-Ф (редко)	2-6 нм / (8 нм)	ОП - невысокая 2-12 нм (20 нм)	1-3
Б	ПФ/П	ЧВ – выс. ОП – выс.	МФ (реже) (См) См-Ф(чаще.)	3-8 нм / (15 нм)	ОП – средн. 2-14 нм	1
В	ПФ/П	ЧВ – сред. ОП – сред.	МФ (редко) См (редко) См-Ф (в осн.)	От 2-6 нм до 3-10 нм / (15 нм)	ОП – средн. 3-14 нм (20 нм)	1-2
Г	ПФ/П (Ц)	ЧВ – выс. ОП – выс.	См-Ф	От 2-6 нм до 4-12 нм / (20 нм)	ОП – средн., 3-10 (20 нм)	2-3

Обозначения в таблице: **ПФ** – полиэдрический феррит; **БФ** – бейнитный феррит; **П** – перлит; **ВП** – вырожденный перлит; **ЧВ** – частота выявления частиц; **ОП** – объемная плотность частиц; **МФ** – частицы межфазного типа; **См** – частицы смешанного типа, в которых доли объема, выросшие по межфазному механизму, сопоставимы с долями объема, добавившимися в ферритной области; **См-Ф** – частицы смешанного типа, в которых доли объема, добавившиеся в ферритной области, существенно преобладают. Баллы, характеризующие плотность дислокаций: 1 (низкая) → 2 (невысокая) → 3 (умеренная).

а)

б)

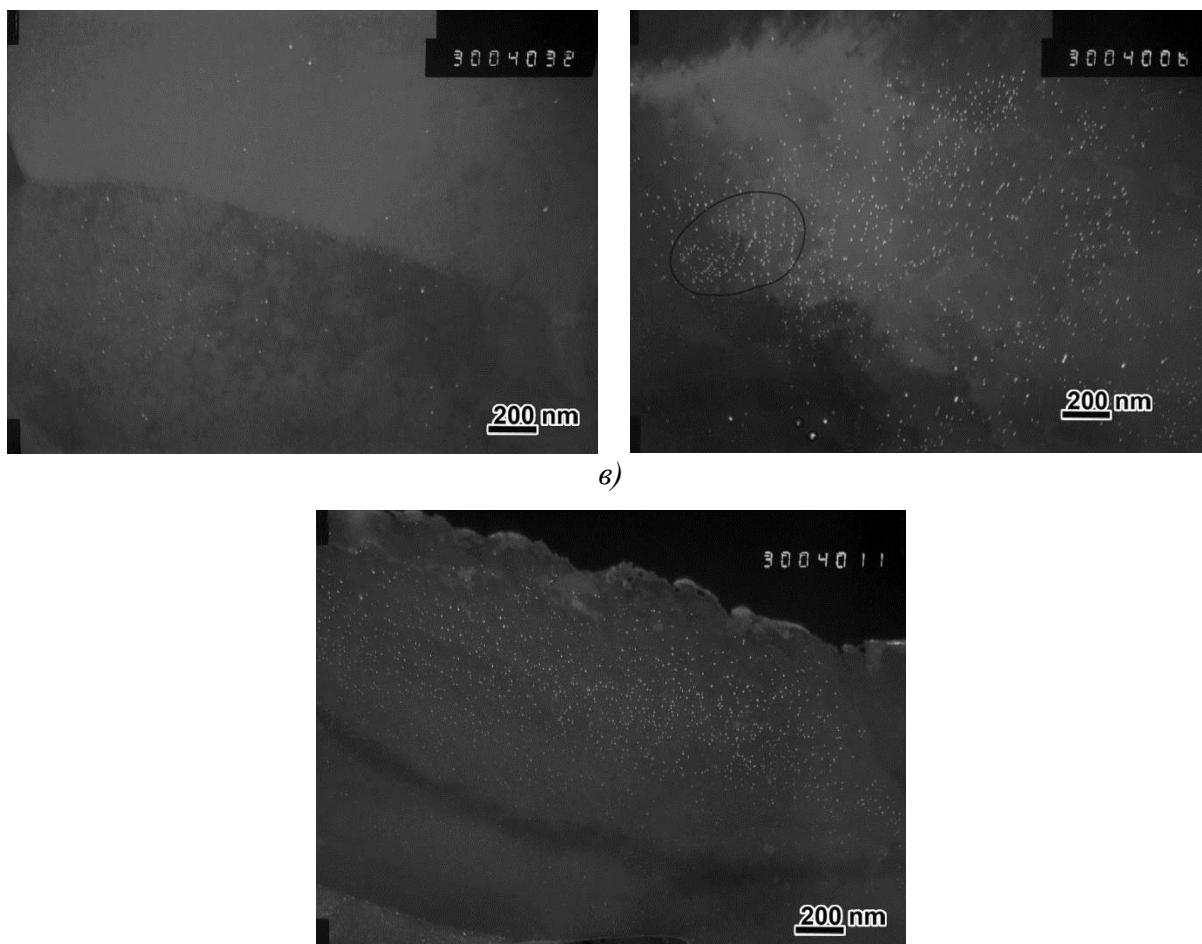


Рис. 8 – Частицы в стали Г (темное поле); а – частицы, образовавшиеся в аустените; б – частицы межфазного типа; в – частицы смешанного типа

В исследуемых сталях в аустените предположительно выделились частицы VN или V(C,N), что трудно точно установить с помощью просвечивающего электронного микроскопа по МКД, так как частицы очень мелкие (до 20 нм) и межплоскостные расстояния решеток данных частиц почти одинаковы. Расчеты в «Thermocalc», описанные выше показывают, что в аустенитной области термодинамически предпочтительнее выделение именно нитридной составляющей, а в ферритной – карбидной.

Обнаруженные частицы часто располагаются скоплениями рядом с границами ферритных зерен, и вполне могут участвовать в процессе торможения границ (рис. 8, 9) [9, 10]. Частицы ванадия, образовавшиеся в ферритной области, обнаружены во всех исследованных сталях. В металле с более высоким содержанием азота плотность выделения частиц,

образовавшихся в феррите и влияющих на дисперсионное упрочнение значительно выше, что подтверждается полученными значениями прочностных свойств при статических испытаниях на разрыв (табл. 3). Максимальное общее количество частиц (ферритных и аустенитных) выделилось в сталях с повышенным содержанием азота – 0,022%N (стали Б, В).

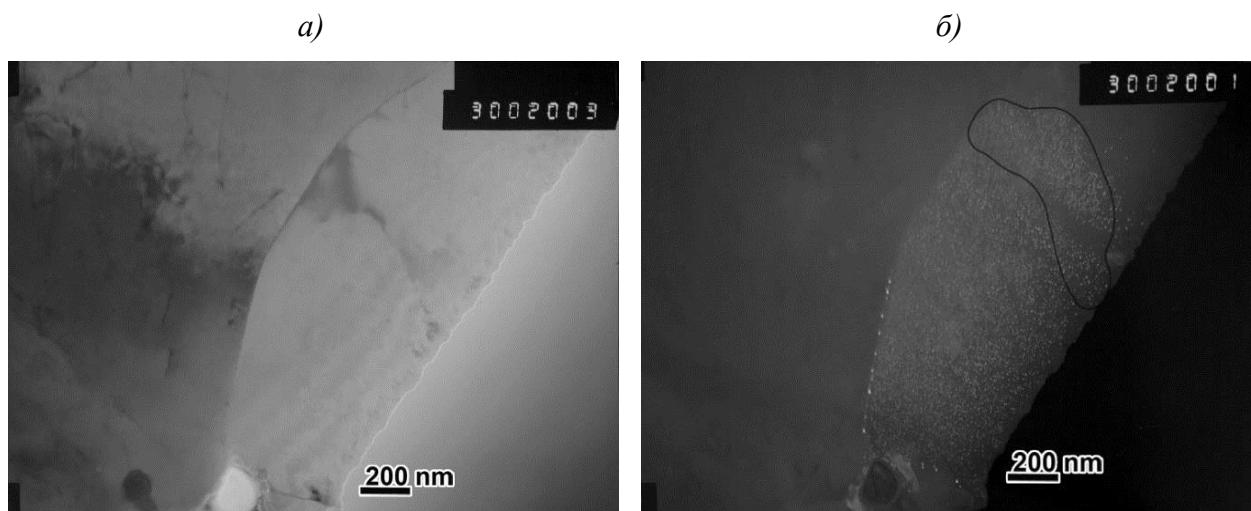


Рис. 9 – Частицы ванадия в стали Б; а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе наночастиц

Дополнительным требованием, выдвигаемым рядом потребителей к трубной продукции, является повышенная стойкость металла к растрескиванию в среде сероводорода, которая оценивается по стандарту NACE TM 0284. Наиболее сильное неблагоприятное влияние на склонность стальной металлопродукции к растрескиванию под воздействием водорода оказывает наличие скоплений неметаллических включений в виде вытянутых вдоль направления прокатки сульфидов марганца и остроугольных прочных карбонитридов ниобия, титана в осевой зоне проката [11-13]. В сталях системы микролегирования V-N отсутствие добавок ниобия и титана исключает возможность появления карбидов и карбонитридов этих химических элементов в осевой сегрегационной зоне проката, что положительным образом должно повлиять на сопротивление металла растрескиванию под воздействием водорода в сероводородсодержащих средах.

Испытания в соответствии со стандартом NACE TM 0284 показали (табл. 4), что сталь Б, которая производилась без вакуумирования и модифицирования кальцием, обладала низкой стойкостью к растрескиванию в среде сероводорода. Максимальные значения коэффициентов растрескивания металла составляли: для длины трещины – 24 %; для толщины трещины – 12 %, при требованиях нормативно-технической документации $CLR \leq 6 \%$, $CTR \leq 3 \%$. Сталь В, которая производилась с вакуумированием, но без модифицирования кальцием, также оказалась нестойкой к появлению трещин при проведении этого вида испытаний металла. Коэффициенты CLR и CTR имели более низкие значения, но также не соответствовали необходимым требованиям. Образцы от стали Г полностью выдержали испытания на сероводородное растрескивание. Наблюдались лишь мелкие единичные трещины, не выходящие за установленные границы допуска.

Таблица 4

Результат испытаний по NACE TM 0284 на стойкость к растрескиванию рулонного проката исследуемых сталей Б, В, Г

Номер рулона	Сталь Б				Сталь В				Сталь Г				
	Первичные испытания		Повторные испытания		Первичные испытания		Повторные испытания		Первичные испытания		Повторные испытания		
	CLR, %	CTR, %	CLR, %	CTR, %	CLR, %	CTR, %	CLR, %	CTR, %	CLR, %	CTR, %	CLR, %	CTR, %	
1	3	1	1	0	0	0	0	0	0	1	0	0	0
2	24	12	9	2	1	0	16	6	0	0	0	0	0
3	8	2	5	1	9	3	0	0	0	0	2	0	0
4	15	6	7	1	1	0	3	1	0	0	0	0	0
5	0	0	12	5	0	0	1	0	0	0	4	0	0

Металлографическое и электронно-микроскопическое исследования показали, что во всех случаях причиной появления трещин водородного происхождения являются вытянутые вдоль направления прокатки сульфиды марганца, сосредоточенные в сегрегационной осевой зоне рулонного проката (рис. 10, 11). Полученные результаты наглядно демонстрируют, что структура металла не является главным, определяющим фактором получения высокой стойкости металла сероводородному растрескиванию. Во всех

сталях, в результате низкого содержания углерода и марганца, по толщине проката (рис. 1) и в осевой зоне (рис. 12) наблюдалась однородная ненапряженная в основном ферритная структура с зерном полигональной морфологии. Однако, только сталь Г, прошедшая вакуумирование и модифицирующую обработку кальцием обладала высокой стойкостью к зарождению и распространению трещин под влиянием водорода во время испытаний по методике NACE TM 0284.

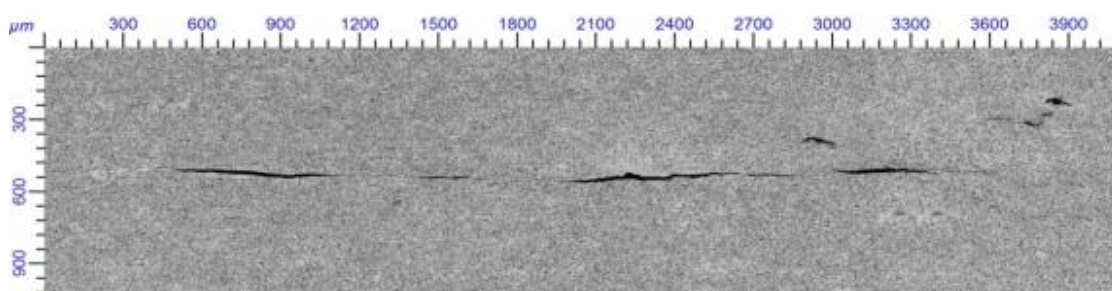


Рис. 10 – Общий вид трещины водородного происхождения на $\frac{1}{2}$ от толщины проката в стали Б после испытаний по стандарту NACE TM 0284

а)

б)

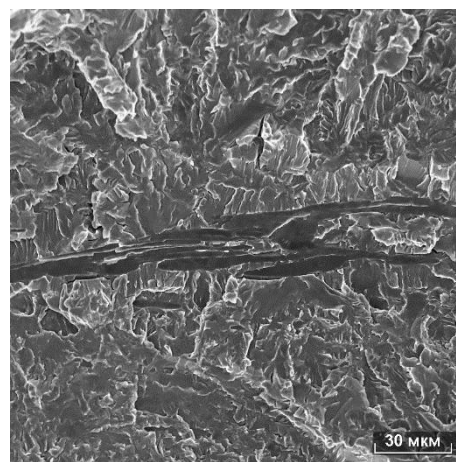
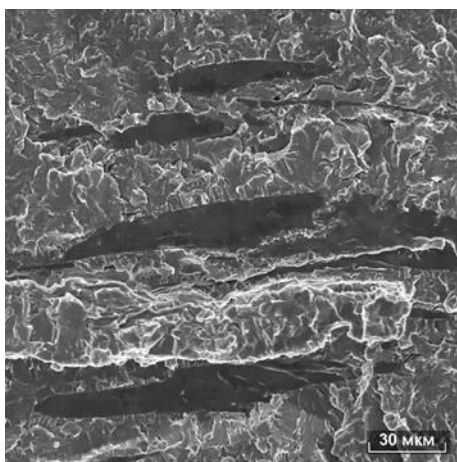


Рис. 11 – Скопления сульфидов марганца на поверхности разрушения в образцах, расщепленных по осевой сегрегационной неоднородности вдоль трещин, водородного происхождения в сталях Б (а) и В (б)

а)

б)

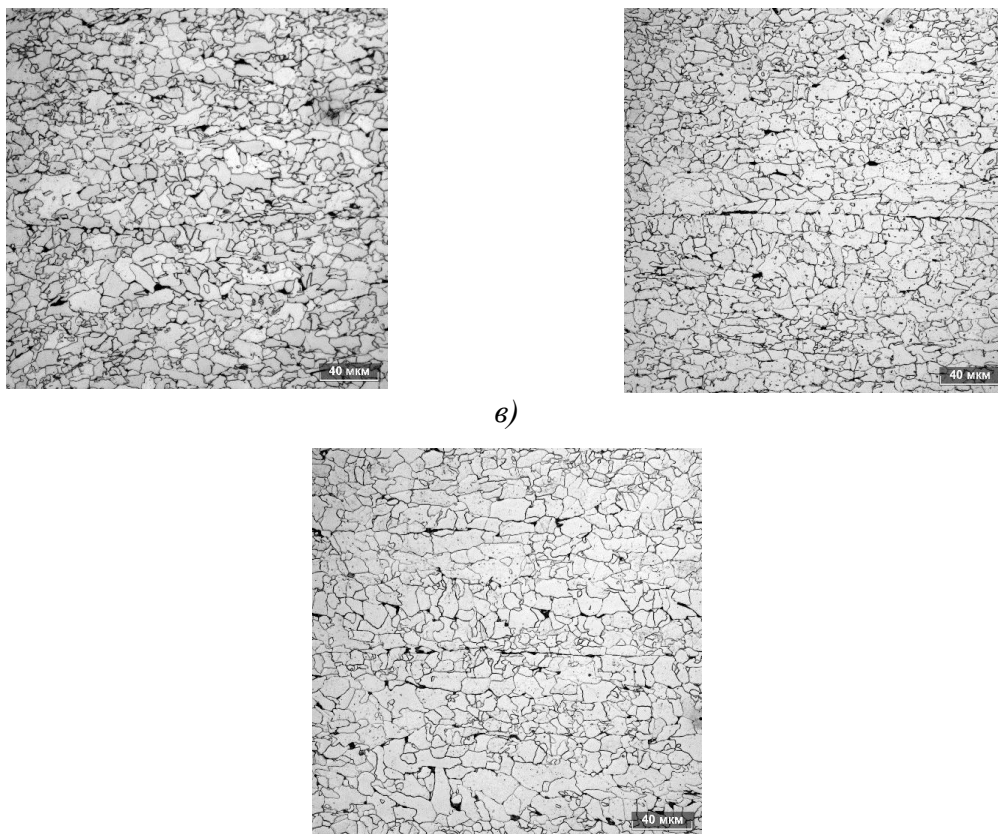


Рис. 12 – Типичная микроструктура на $\frac{1}{2}$ от толщины проката исследуемых сталей:
а – Б; б – В; г – В

Опыт по освоению производства проката в условиях ЛПК с требованиями по стойкости к сероводородному растрескиванию показывает, что необходимы особые подходы при внепечной обработке и разливки стали. В частности, требуется проведение следующих технологических мероприятий: обязательное вакуумирование с целью снижения содержания водорода; глубокая десульфурация и модифицирование стали кальцием, а также достижения оптимальной макроструктуры за счет правильного подбора температурно-скоростных режимов разливки и мягкого обжатия при производстве тонких слябов в условиях ЛПК [14]. Отдельно следует добавить, что основной целью модифицирующей обработки кальцием при производстве сталей с требованием по растрескиванию в H_2S -среде является не только перевод в легкоудаляемое состояние оксидов алюминия, но и эффективное связывание серы в глобулярные оксисульфиды кальция для предотвращения образования удлиненных вдоль направления прокатки

сульфидов марганца, являющихся очагами для зарождения и распространения трещин водородного происхождения.

Заключение

Проведенные исследования микроструктуры, тонкой структуры, механических свойств совместно с термодинамическими расчетами показали, что совместное микролегирование низкоуглеродистой стали с содержанием марганца от 0,5% до 1,3% ванадием (0,10%) и азотом (0,020-0,022%) позволяет за счет более интенсивного, чем в традиционных сталях, дисперсионного упрочнения получать прокат классов прочности от К48 до К60, обладающий высокой пластичностью и хладостойкостью в условиях ЛПК.

Марганец и азот повышают прочность и измельчают зерно. Дисперсионное твердение не оказывает значительного влияния на величину относительного удлинения, которое для исследованных сталей классов прочности К48-К60 изменяется в узком диапазоне 26-29%.

Термодинамические расчеты выделения нитридов ванадия в аустенитной области при термомеханической обработке подтверждаются исследованиями тонкой структуры на просвечивающем электронном микроскопе. Такие частицы обладают размером до 15 нм, располагаются скоплениями по границам ферритных зерен и могут участвовать как в процессе торможения границ, так и являться дополнительными центрами зарождения новых зерен феррита при полиморфном превращении. Частицы сформировавшиеся на границе превращения и в феррите характеризуются более мелким размером от 2 до 10 нм и их количество зависит от содержания азота в металле.

Содержание в стали азота 0,012% совместно с ванадием 0,010% в условиях литейно-прокатного комплекса АО «ВМЗ» не позволяет в полной мере реализовать упрочнение по механизму дисперсионного твердения в

связи с малым количеством формирующихся частиц карбонитридов ванадия. При более высоком содержании азота 0,020% при том же содержании ванадия наблюдается повышение прочностных свойств и измельчение конечного зерна феррита.

Показана принципиальная возможность производства в условиях ЛПК из стали системы микролегирования V-N хладостойкого рулонного проката класса прочности K52, обладающего высокой стойкостью водородному растрескиванию, которая обеспечивается:

– в результате выполнения на стадии выплавки и разливки металла следующих технологических мероприятий: вакуумирование, глубокая десульфурация, обработка кальцием, оптимально подобранные режимы разливки и мягкого обжата тонких слябов;

– за счет формирования в процессе ТМО однородной по толщине структуры, состоящей в основном из ферритной матрицы с зерном полигонального строения и небольшого количества перлита.

Литература

1. Ламухин А.М., Дубинин И.В. Пуск литейно-прокатного комплекса и освоение производства высококачественного проката для электросварных труб // *Металлург*, № 1, 2010. С. 38–44.

2. Кислица В.В., Ламухин А.М., Исаев О.Б. и др. Литейно-прокатный комплекс – новые технологии в производстве рулонного проката трубного назначения // *Бюллетень «Черная металлургия»*. №4. 2013. С. 50–56.

3. Эфрон Л. И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. — М.: Металлургиздат, 2012. — 696 с.

4. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. М.: Металлургия. 1989. 288 с.

5. Науменко В.В., Багмет О.А. Влияние ванадия и азота на формирование структуры и свойств рулонного проката классов прочности К60 (Х70) // Сталь. 2017. №5. С. 50–55.

6. Zhang X., Yang C., Shang C. New Development of HSLA steels in China // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & offshore Engineering Steels 2015, P. 3–15.

7. Yang C. R&D application of V-N microalloyed steels in China // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & offshore Engineering Steels 2015, P. 917–930.

8. Науменко В.В., Багмет О.А., Мурсенков Е.С. Освоение производства в условиях литейно-прокатного комплекса проката трубного назначения из хладостойких и стойких к сероводородному растрескиванию сталей системы микролегирования V-N // Metallurg. 2019. №2. С. 42–52.

9. Митчелл П.С. Использование ванадия в высокопрочных сталях / в кн. Проблемы производства и применения сталей с ванадием: Материалы Междунар. науч.-техн. семинара (Екатеринбург, 26-27 сент. 2007 г.). Екатеринбург: УрО РАН, 2007, С. 53–80.

10. Корчинский М.М. Передовые металлические конструкционные материалы и новая роль микролегированных сталей // Сталь. 2005. №6. С. 124–130.

11. Шабалов И.П., Матросов Ю.И., Холодный А.А. и др. Сталь для газонефтепроводных труб, стойких против разрушения в сероводородсодержащих средах. – М.: Metallurgizdat, 2017. – 322 с.

12. Кудашов Д.В., Мурсенков Е.С., Степанов П.П. и др. Освоение технологии внепечной обработки и разливки трубных сталей с требованием по стойкости в H₂S-средах в условиях литейно-прокатного комплекса // Metallurg. 2017. №8. С. 48–56.

13. Науменко В.В., Багмет О.А., Мурсенков Е.С. Стойкость низкоуглеродистых микролегированных сталей трубного назначения к

растрескиванию в среде сероводорода // Бюллетень «Черная металлургия». 2018. №7. С. 56–64.

14. Мурсенков Е.С., Кудашов Д.В., Ворожева Е.Л. и др. Разработка и освоение технологии производства в условиях ЛПК АО «ОМК-Сталь» трубных сталей, стойких к водородному растрескиванию // В кн. Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке. Сборник трудов под общей редакцией А.М. Барыкова. М.: - Металлургиздат. 2016. С. 210–232.

УДК 621.7.01

Методика построения кривых упрочнения по результатам испытаний на кручение конических образцов из стали

Петров П.А.¹, к.т.н.; Калпин Ю.Г.¹, д.т.н.; Выдумкина С.В.¹

petrov_p@mail.ru, kalpin@inbox.ru, ffotya@mail.ru

¹ *Московский политехнический университет, Москва, Россия*

Аннотация:

Описаны существующие методики построения кривых упрочнения при кручении сплошных и трубчатых образцов. Изложена методика построения кривых упрочнения при кручении сплошных конических образцов. Приведены результаты экспериментальных исследований цилиндрических и конических образцов из стали 20Х по предложенной и традиционной методикам. Проведен анализ результатов экспериментальных исследований.

Ключевые слова:

конический образец, кривая упрочнения, сталь, методика построения кривой упрочнения, кручение образца.

В настоящее время существует несколько способов построения кривых упрочнения по результатам испытаний на кручение (кручение трубчатого образца, кручение сплошного цилиндрического образца, кручение условно-трубчатого образца). Как правило, кривые упрочнения, полученные испытанием на кручение строят в координатах касательное напряжение τ (интенсивность напряжений σ_i)- деформация сдвига γ (интенсивность деформаций ε_i).

Рассмотрим кратко известные способы определения механических свойств металлов из испытаний на кручение и перечислим присущие этим способам недостатки.

При скручивании трубчатого образца напряженное и деформированное состояние по всей длине его рабочей части одинаковое и скорость деформации от начала до конца скручивания не меняется. Однако кривую упрочнения можно построить только при небольших деформациях. Это объясняется тем, что при больших углах закручивания образец стремится приобрести шнековую форму, теряет устойчивость [1].

Величина сдвиговой деформации γ может быть определена следующим образом:

$$\gamma = \frac{\Omega(R - r)}{l} = \operatorname{tg}\varphi, \quad (1)$$

где Ω – угол поворота головки трубчатого образца; R – внешний радиус трубчатого образца; r – внутренний радиус трубчатого образца; l – рабочая длина образца; φ – угол наклона риски, нанесенной на поверхность недеформированного образца, относительно образующей.

Интенсивность деформаций на поверхности образца определяется следующим выражением:

$$\varepsilon_{iR} = \frac{\operatorname{tg}\varphi}{\sqrt{3}}. \quad (2)$$

Для расчета величины касательного напряжения можно использовать формулу П.Людвика:

$$\tau = \frac{1}{2\pi(R^3 - r^3)} \left(\theta \frac{dM}{d\theta} + 3M \right), \quad (3)$$

где M – значение крутящего момента, приложенного к головкам трубчатого образца.

Интенсивность напряжений σ_i может быть определена из следующего выражения:

$$\sigma_i = \sqrt{3}\tau. \quad (4)$$

Применение сплошных цилиндрических, вместо трубчатых, образцов позволяет получить большую деформацию. Величина сдвиговой деформации γ в этом случае определяется выражением:

$$\gamma = \frac{\Omega R}{l} = \operatorname{tg} \varphi. \quad (5)$$

Для расчета величины касательного напряжения также используется формула П.Людвика в виде [2]:

$$\tau = \frac{1}{2\pi R^3} \left(\theta \frac{dM}{d\theta} + 3M \right). \quad (6)$$

Величины ε_{iR} и σ_i определяются так же, как и при кручении трубчатых образцов по формулам (2) и (4), соответственно.

Однако кручение цилиндрических образцов имеет ряд недостатков: неравномерность распределения деформаций по радиусу и по длине образца, которая, в свою очередь, меняется по времени; возможность распространения деформации на галтель образца, что может оказать влияние на угол его закручивания. Возможна также локализация деформаций при кручении сплошных цилиндрических образцов [3].

В работе [4] предлагается для определения касательного напряжения подвергать скручиванию два сплошных цилиндрических образца разного диаметра, так называемый условно-трубчатый образец. Величина

касательного напряжения, в этом случае, может быть определена следующим образом:

$$\bar{\tau} = \frac{3(M_1 - M_2)}{2\pi(r_1^3 - r_2^3)}, \quad (7)$$

где $M_1 > M_2$ – моменты при скручивании этих образцов; r_1, r_2 – внешние радиусы сплошных цилиндрических образцов.

Величина $\bar{\tau}$ характеризует среднее касательное напряжение в условно-трубчатом образце. В предложенном способе построения кривой упрочнения распределение напряжений и деформаций по радиусу образца считается однородным. Неоднородность распределения по радиусу будет тем меньше, чем меньше будет разница между диаметрами образцов, т.е. чем меньше будет стенка условно-трубчатого образца.

Недостатки, присущие кручению сплошных цилиндрических образцов, можно устранить, если в качестве объекта испытания использовать образец с конической рабочей частью с небольшим углом конусности (в наших опытах - 2°).

Изложим суть предлагаемой методики:

1) конический образец с продольной риской, нанесенной на его поверхность специальной инструментальной краской, закрепляется в зажимных устройствах испытательной машины КМ - 50 - 1 (максимальный крутящий момент - 50 кгс·м);

2) образец закручивается до разрушения; регистрируется крутящий момент M в момент, предшествующий разрушению;

3) части разрушенного образца совмещаются по плоскости разрушения, и образец закрепляется в центрирующем устройстве микроскопа БМИ (предел измерений 50 × 150 мм);

4) измеряется текущее значения радиуса образца - r (рис. 1а) и угол наклона риски φ к оси образца; точку замера выбирали так, что бы шаг измерения φ составлял 30'.

Расчет напряжений и деформаций осуществляется по следующей схеме [5].

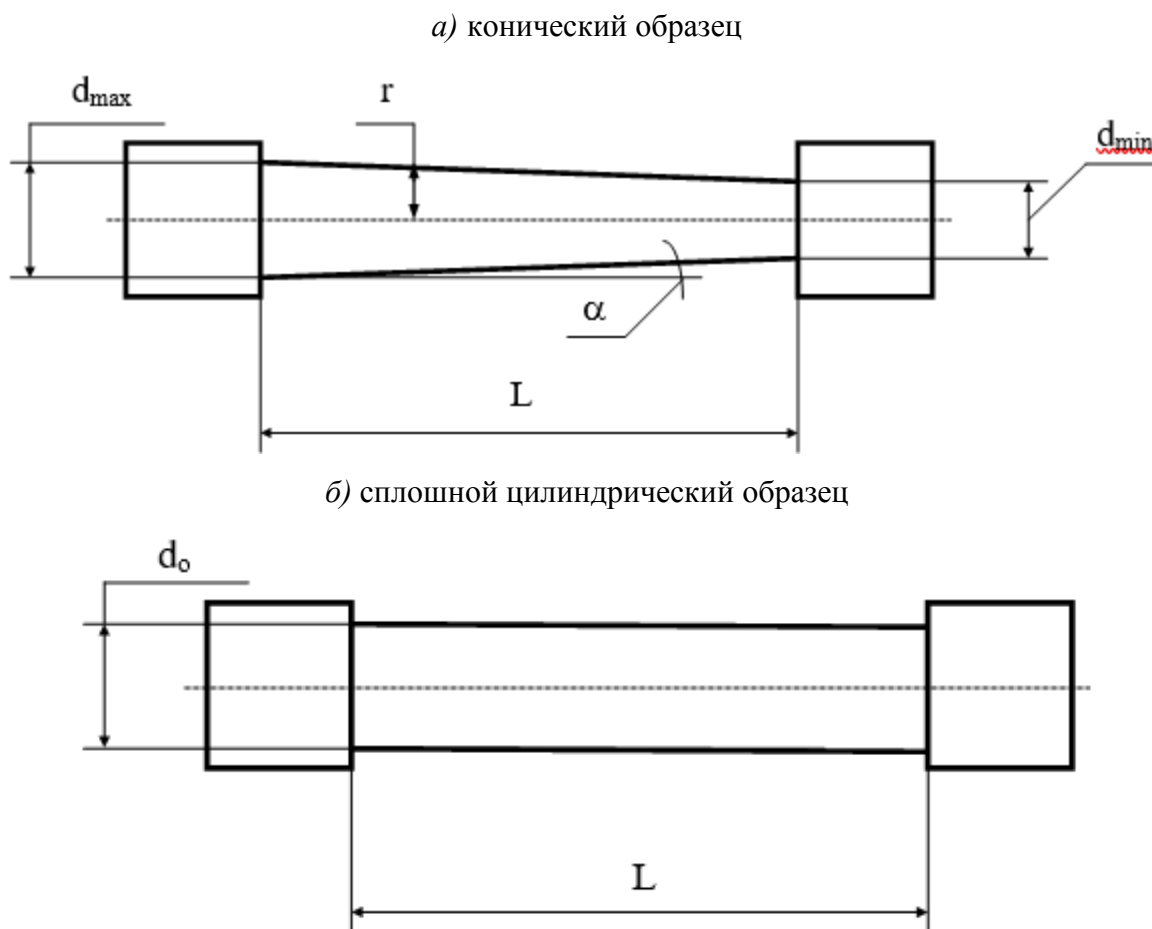


Рис. 1 – Типы исходных образцов для проведения испытаний на кручение

Интенсивность деформаций в произвольной точке образца ε_i связана с координатой этой точки r соотношением

$$\varepsilon_i = \varepsilon_{iR} \cdot \frac{\rho}{r}, \quad (8)$$

где $\varepsilon_{iR} = \frac{\operatorname{tg} \varphi}{\sqrt{3}}$ – интенсивность деформаций на поверхности образца;

ρ – текущее значение радиуса внутри образца в данном сечении.

Отсюда,

$$d\varepsilon_i = \frac{\rho}{\sqrt{3}r \cos^2 \varphi} d\varphi + \frac{\operatorname{tg} \varphi}{\sqrt{3}r} d\rho.$$

Максимальный сдвиг в произвольной точке образца ε_{13} связан с интенсивностью деформаций в этой же соотношением

$$\varepsilon_{13} = \frac{\sqrt{3}}{2} \varepsilon_i . \quad (8a)$$

Искомую функцию напряжений $\tau_{13} = \tau_{13}(\varepsilon_i)$ можно определить следующим образом. Для крутящего момента можно записать следующее соотношение:

$$M = 2\pi \int_0^R \tau_{13}(\varepsilon_i) \rho^2 d\rho$$

Заменяем переменную ρ на ε_i :

$$M = 2\pi \int_0^{\varepsilon_{iR}} \tau_{13}(\varepsilon_i) \left(\frac{r}{\varepsilon_{iR}} \right)^3 \varepsilon_i^2 d\varepsilon_i$$

Отсюда,

$$\int_0^{\varepsilon_0} \tau_{13}(\varepsilon_i) \varepsilon_i^2 d\varepsilon_i = \frac{M}{2\pi} \left(\frac{\varepsilon_{iR}}{r} \right)^3$$

Дифференцируя обе части равенства по ε_{iR} , получаем:

$$\tau_{13}(\varepsilon_{iR}) \varepsilon_{iR}^2 = \frac{3M}{2\pi} \left(\frac{\varepsilon_{iR}}{r} \right)^2 \frac{r - \varepsilon_{iR}}{r^2} \frac{dr}{d\varepsilon_{iR}}$$

Таким образом, искомая функция:

$$\tau_{13}(\varepsilon_{iR}) = \frac{3M}{2\pi r^4} \left(r - \varepsilon_{iR} \frac{dr}{d\varepsilon_{iR}} \right) , \quad (9)$$

Причем,

$$\frac{dr}{d\varepsilon_{iR}} = \sqrt{3} \cos^2 \varphi \frac{dr}{d\varphi} .$$

Интенсивность напряжений может быть определена из следующего выражения:

$$\sigma_i = \sqrt{3} \tau_{13} . \quad (10)$$

В правой части равенства (9) - известные величины; $dr/d\varepsilon_{iR}$, а точнее $dr/d\varphi$ определяем численным дифференцированием. Максимальный диаметр рабочей части выбирается таким образом, чтобы к моменту разрушения, которое обычно наблюдается в минимальном сечении, пластические деформации не распространились на максимальное. Тогда кривая упрочнения может быть построена от самого предела текучести. Нетрудно

показать, что это условие выполняется при $r_{\max} > \left(\frac{2M}{\pi\tau_s} \right)^{1/3}$, где τ_s - предел текучести на сдвиг.

Таким образом, используя выражения (8) - (10), можно определить значения интенсивности деформации и напряжения, а также максимальное касательное напряжение. Зная эти параметры напряженно - деформированного состояния, можно построить кривые упрочнения (рис. 2).

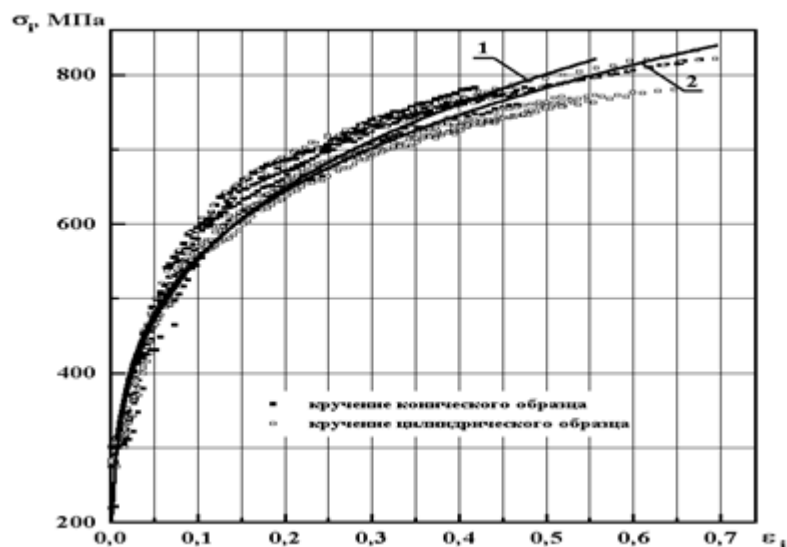


Рис. 2 – Кривые упрочнения для стали 20X: 1 – аппроксимация экспериментальных данных при кручении конического образца; 2 – аппроксимация экспериментальных данных при кручении сплошного цилиндрического образца

Для проведения экспериментов были изготовлены 8 образцов конической формы из стали 20X (рис. 1, кривая 1- аппроксимация экспериментальных данных). Образцы вытачивали из прутков стали

указанной выше марки на токарном станке. После токарной обработки образцы подвергали шлифованию. Шероховатость поверхности всех образцов - $\sqrt{1,25}$.

Полученные конические образцы имели следующие геометрические размеры: минимальный диаметр конуса $d_{\min} \approx 10,0 \pm 0,1$ мм; максимальный диаметр конуса $d_{\max} \approx 14,15 \pm 0,25$ мм; угол конуса $\alpha \approx 2^\circ \pm 30'$; диаметры цилиндрических участков, соответственно, равны $\approx 10,0 \pm 0,1$ мм и $\approx 14,15 \pm 0,25$ мм; длина рабочей части $L \approx 80,0 \pm 0,5$ мм. Цилиндрические участки выполнены с целью выяснения вопроса о распространении деформации на галтель при кручении.

Для сравнения были проведены аналогичные эксперименты, но в качестве объекта испытания использовали сплошной цилиндрический образец. С этой целью были изготовлены 6 образцов из стали 20Х со следующими размерами (рис. 1б): исходный диаметр образца d_0 - от 10 до 15 мм с шагом 1 мм; рабочая длина $L = 75$ мм. Для проведения испытаний также использовали испытательную машину КМ - 50 - 1. Эксперименты проводили по традиционной методике [2]; для расчета параметров напряженно - деформированного состояния использовали формулы (2), (4) - (6). Кривые упрочнения, построенные по результатам расчета приведены на рис. 2 (кривая 2 - аппроксимация экспериментальных данных). Заметим, что аппроксимация экспериментальных данных как для конических, так и для цилиндрических образцов проводилась по степенной зависимости вида:

$$\sigma_i = A \varepsilon_i^n . \quad (11)$$

Используя аппарат математической статистики, можно определить относительную погрешность способа кручения сплошных цилиндрических образцов и предлагаемого способа кручения конических образцов. Как показывает расчет, при доверительной вероятности 0,95 относительная

погрешность измерений по традиционной методике - 3,1%, а по предлагаемой - 3,73%, что допустимо при выполнении инженерных расчетов.

Для выяснения вопроса о распределении деформаций по длине были проведены дополнительные испытания на кручение. Для испытаний были изготовлены 3 образца (один цилиндрический и два конических, с углом конуса $\alpha=2^\circ$ и $2^\circ 30'$). Геометрические размеры образцов: цилиндрического - исходный диаметр $d_0 = 10$ мм, рабочая длина $L = 77,4$ мм; конического - максимальный диаметр $d_{\max}=14,39$ мм ($\alpha=2^\circ$) и $14,365$ мм ($\alpha=2^\circ 30'$), минимальный диаметр $d_{\min}=10,19$ мм ($\alpha=2^\circ$) и $9,41$ мм ($\alpha=2^\circ 30'$), рабочая длина $L = 75$ мм. Перед испытанием на поверхность образцов специальной краской наносили продольную риску. Затем на инструментальном микроскопе БМИ измеряли угол наклона риски к оси φ . Для цилиндрического образца измерения проводили через каждые 5 мм длины, для конических образцов использованы результаты измерения угла φ , проведенных при построении кривых упрочнения по результатам испытаний на кручение. Испытания проводились на испытательной машине КМ - 50 - 1.

Выводы и рекомендации.

По результатам измерений были определены величины относительного сдвига γ (сдвиговая деформация) как для цилиндрического, так и для конического образцов. Величину сдвиговой деформации γ определяли по формуле (5). На рис. 3 приводятся графики зависимости сдвиговой деформации по длине образца.

Анализ графиков позволяет сделать следующие выводы: 1) кручение цилиндрического образца приводит к большей локализации деформации, чем при кручении конического; 2) деформации не распространяются на галтель конического образца и захватывают галтель цилиндрического образца, что следует из характера кривых для обоих образцов на начальном участке (при $L \approx 0$ мм).

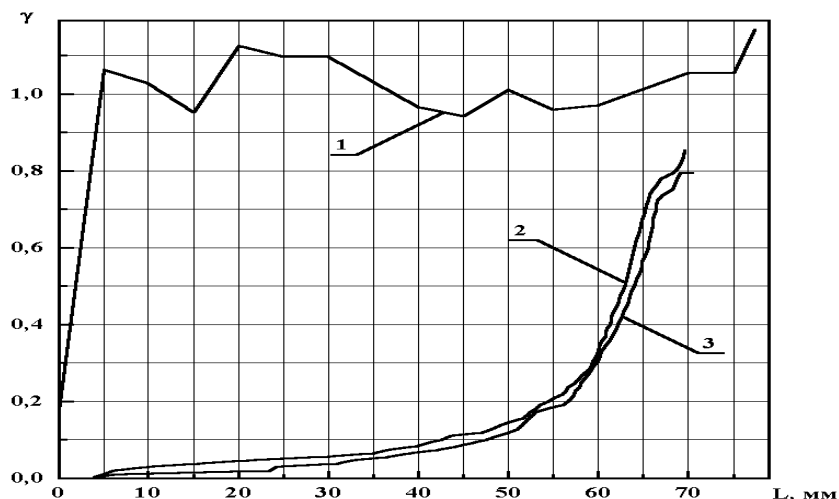


Рис. 3 – Локализация деформаций при кручении: 1 – цилиндрический образец $d_0=10$ мм; 2 – конический образец с углом конуса $\alpha=2^\circ$; 3 – конический образец с углом конуса $\alpha=2^\circ 30'$

Завышение деформации при кручении цилиндрического образца происходит очевидно, вследствие того, что угол поворота риски φ к оси цилиндрического образца меняется по длине при постоянном диаметре последнего, и из-за распространения деформации на галтель. При использовании конического образца, угол поворота риски φ однозначно определяет значение деформации в данном сечении и обеспечивает получение более точных результатов.

Литература

1. Ромашов В.К., Суяров Д.И. Известия вузов. Черная металлургия, 1969, № 8, с. 99.
2. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 2. М.: Металлургиздат, 1961. - 416 с.
3. Рыбалко Ф.П., Якутович М.В. Локализация деформации и определение пластичности стали при кручении и растяжении. //Журнал технической физики, 1953, т. XXIII, вып. 5, С. 771–778.

4. Грищенко Н.А., Романов В.К., Суяров Д.И. Способ определения истинного сопротивления деформации при скручивании сплошных образцов. //Технология легких сплавов, 1975, № 4, С. 29–31.

5. Калпин Ю.Г., Перфилов В.И., Петров П.А. О гипотезе единой кривой. //Вопросы исследования прочности деталей машин. М.: МГАПИ, 1998, вып. 5, С. 19–27.

6. Калпин Ю.Г., Перфилов В.И., Петров П.А., Рябов В.А., Филиппов Ю.К. Сопротивление деформации и пластичность при обработке металлов давлением. М.; Машиностроение, 2011, - 244 с.

7. Калпин Ю.Г., Петров П.А. Выбор условия пластичности при компьютерном моделировании технологии объемной штамповки. Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 8. С. 28–31.

УДК 669.15-194.56

Влияние структурно-фазового состояния стали 05X21AG15H8MФЛ с 0,5% N на ее хладостойкость

Костина М.В.¹, д.т.н.; Блинов В.М.¹, д.т.н.;

Поломошнов П.Ю.¹; Блинов Е.В.¹, д.т.н.;

Мурадян С.О.¹, к.т.н.

mvk@imet.ac.ru; ppolomoshnov@imet.ac.ru

¹*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук»*

Аннотация:

Установлена возможность получения у Cr-Ni-Mn-Mo стали, упрочненной 0,5% азота, сочетания прочности с высокой ударной вязкостью при низких температурах, в деформированном и литом состояниях с последующей обработкой на твердый раствор.

Ключевые слова:

азотосодержащая сталь, хладостойкость, ударная вязкость, вязко-хрупкий переход.

Введение

Аустенитные Cr-Ni стали используются как хладостойкие и криогенные материалы [1–5]. Их недостаток – низкая прочность (~200 МПа) при +20°C. Более прочны аустенитные стали, в которых никель (стабилизатор аустенита), полностью или частично заменен марганцем и азотом [6–12]. Однако, тогда как никель, являясь донором свободных электронов в сплавах на основе железа, повышает ударную вязкость при низких температурах, марганец и хром, уменьшая металлическую компоненту межатомной связи γ -твердого раствора, не способствуют обеспечению приемлемого уровня их вязкости разрушения [13]. Особенности таких сталей – вязко-хрупкий переход [3–5, 8, 13, 14], падение ударной вязкости с ростом содержания в них азота при пониженных температурах, т.е. повышение температуры вязко-хрупкого перехода (*Ductile-Brittle Transition Temperature, T_{DBT}*) повышается [4, 16].

В авиации, особенно за рубежом, используются стали с высокой концентрацией азота, как обладающие уникальными комплексами свойств, в числе которых – высокая прочность, что позволяет снижать размер нагруженных сечений и, соответственно, массу деталей. В работе была поставлена цель исследовать влияние химического состава стали (21–22)Cr-15Mn-8Ni-(1-2)Mo-V с 0,5%N [17–22], технологических особенностей ее получения (ЭШП, отожженный пруток или отожженная отливка), обуславливающих при заданном химсоставе ее структурно-фазовое состояние, на стойкость к ударному разрушению при температурах вплоть до криогенных, при испытаниях на ударный изгиб.

Материалы и методы исследования

Исследовали сталь 05X22AG15H8MФЛ-Ш заводской выплавки с 0,50% N в деформированном состоянии (сталь 1, прутки квадрат 12×12 мм после закалки от 1100°C), и сталь 05X21AG15H8MФЛ с 0,47% N в литом состоянии (сталь 2, лабораторная отливка, плита толщиной 40 мм). Стали 1 и 2

отожжены при 1100°C и охлаждены в воде. (Режим термообработки обоснован в [18, 21]). Химический состав сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав сталей (мас. %, Fe – основа)

№	Сталь (марка)	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P	N
1	05X22AG15H8M2Ф-Ш	0,05	14,18	0,26	21,65	8,05	1,94	0,14	0,006	0,001	0,50
2	05X21AG15H8MФЛ	0,04	14,4	0,24	21,00	7,6	1,12	0,22	0,010	0,011	0,47

Испытания на ударный изгиб при температурах от +20 до -196°C использовали в качестве основного способа оценки хладостойкости. Их проводили по ГОСТ 9454-78 и ГОСТ 11150-84, на образцах с надрезом по Шарпи, на установке Amsler RKP 450 Zwick/Roell. Микроструктуру шлифов выявляли травителем: 3 части HCl +1 часть HNO₃ + 1 часть глицерина. Для исследований микроструктуры использовали: световой микроскоп Olympus GX51; сканирующий электронный микроскоп Tescan Vega II SBU с приставкой для энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 300. Содержание остаточного феррита в аустените литейной стали определяли магнитометрически (ферритометр МВП-2М) и по доле его площади на шлифе. Фрактографический анализ изломов ударных образцов проводили на микроскопе Tescan Vega II SBU. При определении T_{DBT} использовали метод регрессионного анализа четырехпараметрической гиперболической тангенциальной функции S-образной кривой "ударная вязкость по Шарпи – температура испытаний», выявляя точку перегиба на кривой (середины интервала вязко-хрупкого перехода) в качестве T_{DBT} [23–25].

Результаты и обсуждение

Сталь 1 имела однофазную аустенитную структуру с большим количеством двойников отжига и крупными равноосными зёрнами размером 40–100 мкм (рис. 1 а). Сталь 2 имела двухфазную литую структуру, состоящую из крупных (500 мкм – 2 мм) зёрен аустенита с кристаллами остаточного δ-

феррита, объемная доля которого составляла от 9 до 3% в различных образцах (рис.1 а, б).

После низкотемпературных испытаний на ударный изгиб при температурах вплоть до -196°C (сталь 1) и -160°C (сталь 2) анализ микроструктуры и ферритометрическое исследование шлифов обеих сталей у торца испытанных ударных образцов не выявили присутствия мартенсита охлаждения и деформации. (По формуле Tokemoto, если для стали выполняется условие $k = \text{Ni} + 0,46 \cdot \text{Mn} + 11,8 \cdot \text{N} + 12,6 \cdot \text{C} + 0,65 \cdot \text{Cr} > 24$, то сталь не склонна к $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениям при охлаждении вплоть до -253°C , а если $k > 33$, то и при сопутствующей деформации до 15%. У сталей 1 и 2 $k = 35,17$ и $33,87$, соответственно). Таким образом фактор метастабильности аустенита по отношению к мартенситному превращению при охлаждении не должен был сказаться на результатах испытаний на ударный изгиб.

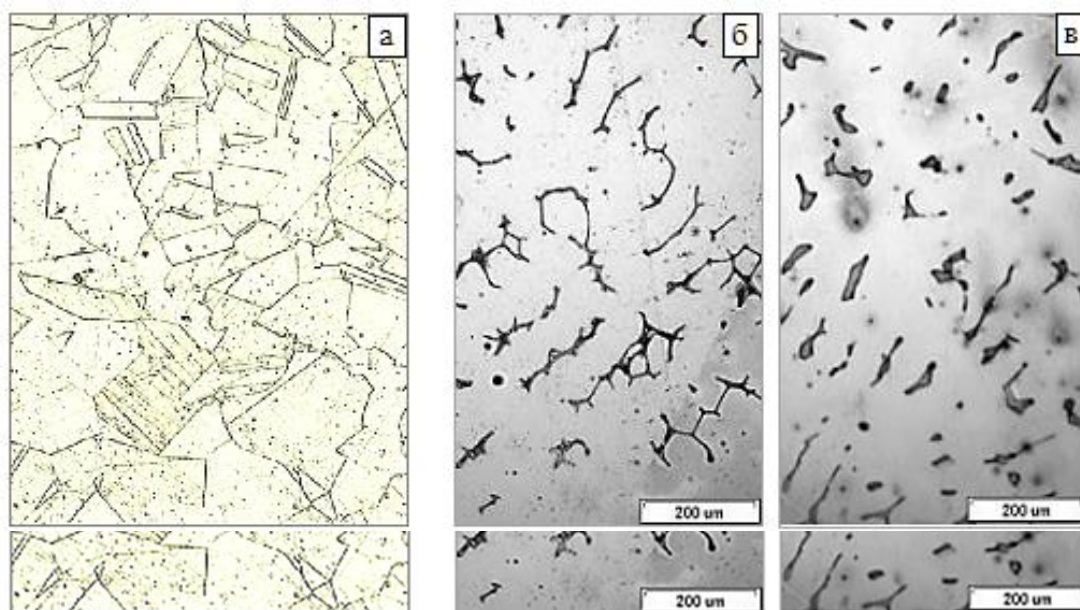


Рис. 1 – Микроструктура продольных шлифов ударных образцов сталей 1 (а), · 200, и 2 (б, в)

Образцы Менаже стали № 1 при $+20^{\circ}\text{C}$ не подвергаются полному разрушению, имея высокие значения работы зарождения трещины (W_3), и полной работы разрушения (W_P), и, соответственно высокую ударную вязкость (540 Дж/см^2) (рис. 2). Такой эффект у конструкционной аустенитной

стали повышенной прочности наблюдали впервые. Как видно из рис. 2, W_3 стали 1 практически не зависит от температуры испытания. Эта сталь сохраняет уровень $KCU > 500$ Дж/см² и при -40 и при -70°C (рис. 2, 3). Спад значений работы разрушения происходит после -70°C , определяя тем самым полученную зависимость ударной вязкости стали 1.

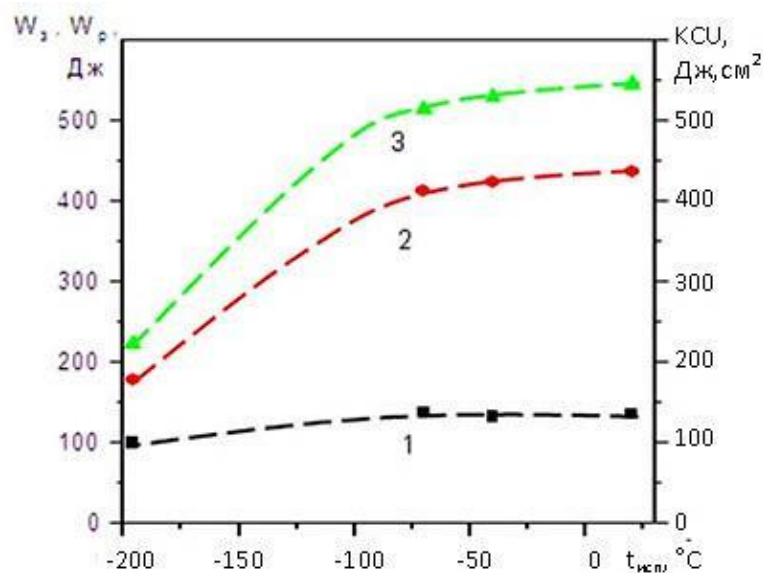


Рис. 2 – Влияние температуры испытания на ударную вязкость стали № 1:
1 – W_3 ; 2 – W_p ; 3 – KCU

Ударная вязкость стали 2 плавно снижается в широком интервале температур по мере снижения температуры испытаний (кривая 2 на рис.3). Ее температура $T_{DBT} = -75^\circ\text{C}$.

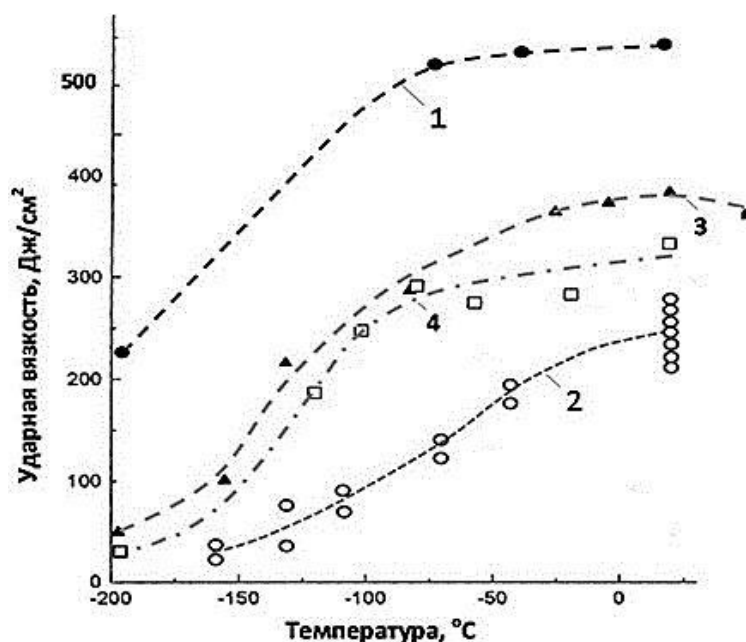


Рис. 3 – Ударная вязкость (КЧВ, кроме стали №1) аустенитных деформируемых азотосодержащих сталей (1,3,4) и литой (2) в зависимости от температуры испытания:

1 – Cr22-Mn15-Ni8-Mo2-N0,51-ЭШП (сталь 1);

2 – Cr21-Mn15-Ni8-Mo1-N0,47 (сталь 2); 3 – Cr18-Mn10-Ni4-Mo3-N0,5 [15];

4 – Cr20-Mn10-Ni3-Mo1-N0,53 [27]

Фрактограммы образцов стали 1, испытанных при -40 и -70°C (рис. 4 а, в) и стали 2, после испытаний при $+20$ - и -70°C (рис.4 б, г) демонстрируют вязкий, ямочный характер разрушения. При температуре -70°C , близкой к T_{DBTT} стали 2, изломы этой стали сохраняют вязкий характер, однако, по сравнению с температурой $+20^{\circ}\text{C}$ ямки существенно более плоские, менее энергоемкие, с огранкой; отмечается наличие перехода таких зон в области квазискола (рис.4 г).

Если считать, что температуре T_{DBT} стали отвечает вдвое более низкий уровень ударной вязкости, чем при комнатной температуре, то для стали 1 это $KCU \approx 270 \text{ Дж/см}^2$, которому отвечает $T_{DBT} \sim -175^{\circ}\text{C}$, поскольку при $+20^{\circ}\text{C}$ $KCU = 545 \text{ Дж/см}^2$, а при -196°C $KCU = 221 \text{ Дж/см}^2$.

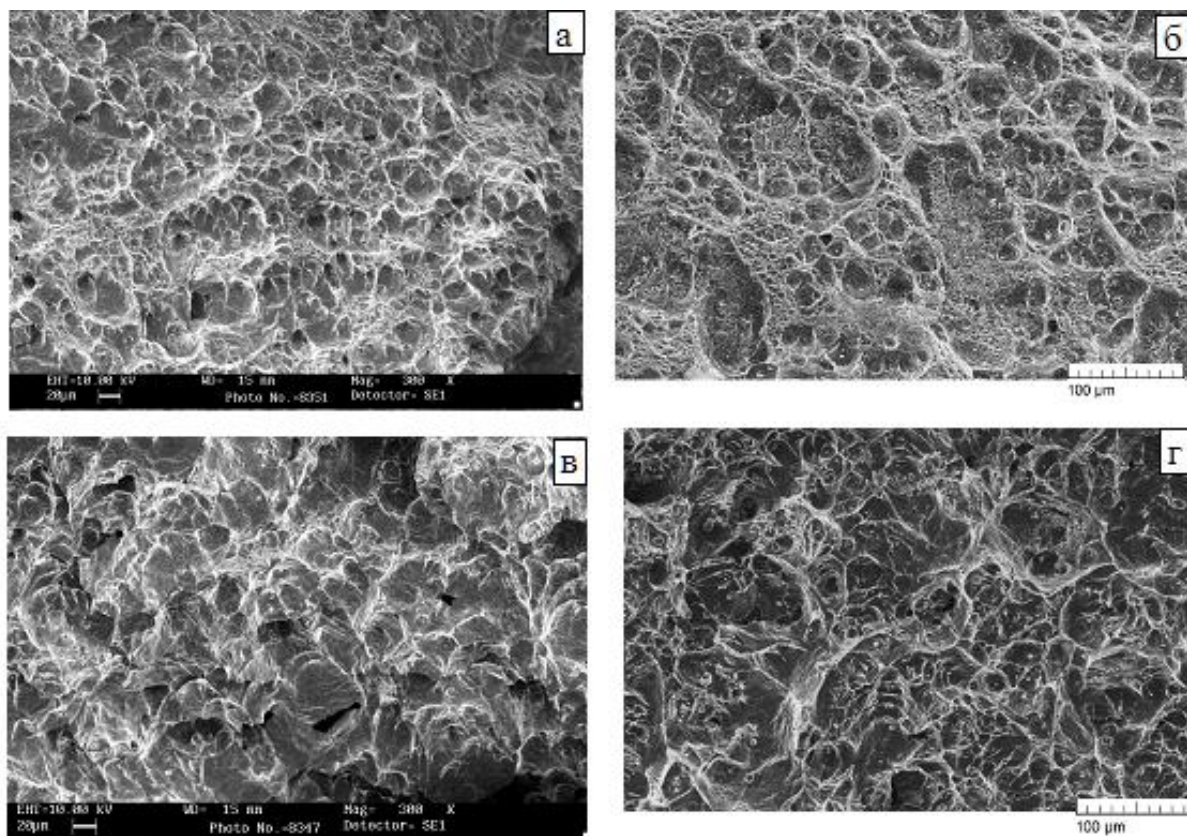


Рис. 4 – Поверхность изломов после испытаний на ударный изгиб.

Сталь № 1: а) -40°C ; в) -70°C . Сталь № 2: б) $+20^{\circ}\text{C}$; г) -70°C

Указанная оценка T_{DBT} стали 1 подтверждается и тем, что после испытаний при -196°C в изломе наблюдали как участки хрупкого разрушения с фасетками скола по границам зерен и следами скольжения по кристаллографическим плоскостям (111), так и участки с ямками вязкого отрыва (рис. 5 а). Уровень ударной вязкости стали 2, соответствующий ее T_{DBT} , составляет 120 Дж/см^2 . Его также нельзя назвать критическим для практического использования. Оценка T_{DBT} по известным из литературы эмпирическим формулам (1) и (2), полученным именно для деформированных и обработанных на твердый раствор Cr-Mn-N сталей дала значения -162°C (1) и -128°C (2):

$$T_{DBT} (\text{K}) = 300 * [\text{N}] - 30 \text{ (или } T_{DBT} (^{\circ}\text{C}) = 300 * [\text{N}] - 303) \quad [8] \quad (1)$$

$$T_{DBT} (\text{K}) = 300 * [\text{N}] + 100 * [\text{C}]. \quad [26] \quad (2)$$

У литой стали 2 и при $+20^{\circ}\text{C}$ и -70°C не прослеживается влияния литой структуры на вид излома; наличие в структуре δ -феррита не приводит к

зарождению трещин. С понижением температуры испытаний до -110°C усиливается смешанный тип разрушения, с ямками с включениями, гребнями отрыва, фасетками, ручьями и язычками.

Излом образца стали 2 после испытаний при -160°C свидетельствует о распространении трещин по элементам литой структуры (рис. 5 б–г). Видны как внутризеренные, так и межзеренные фасетки квазискола и скола, в т.ч. по кристаллографическим плоскостям (рис. 5 в), ступеньки (рис. 5 в, г). Методом энергодисперсионного анализа химического состава металла участка «δ» в раскрывшейся трещине на рис.5 г и на соседнем участке металла («γ», с фасеткой скола) показано, что трещинообразование происходит в феррите («δ»), идентифицированном по повышенному содержанию Cr, пониженному содержанию Mn и Ni: $\sim 32\% \text{Cr}$, $14\% \text{Mn}$, $3\% \text{Ni}$. (Состав участка «γ» соответствовал марочному составу стали 2).

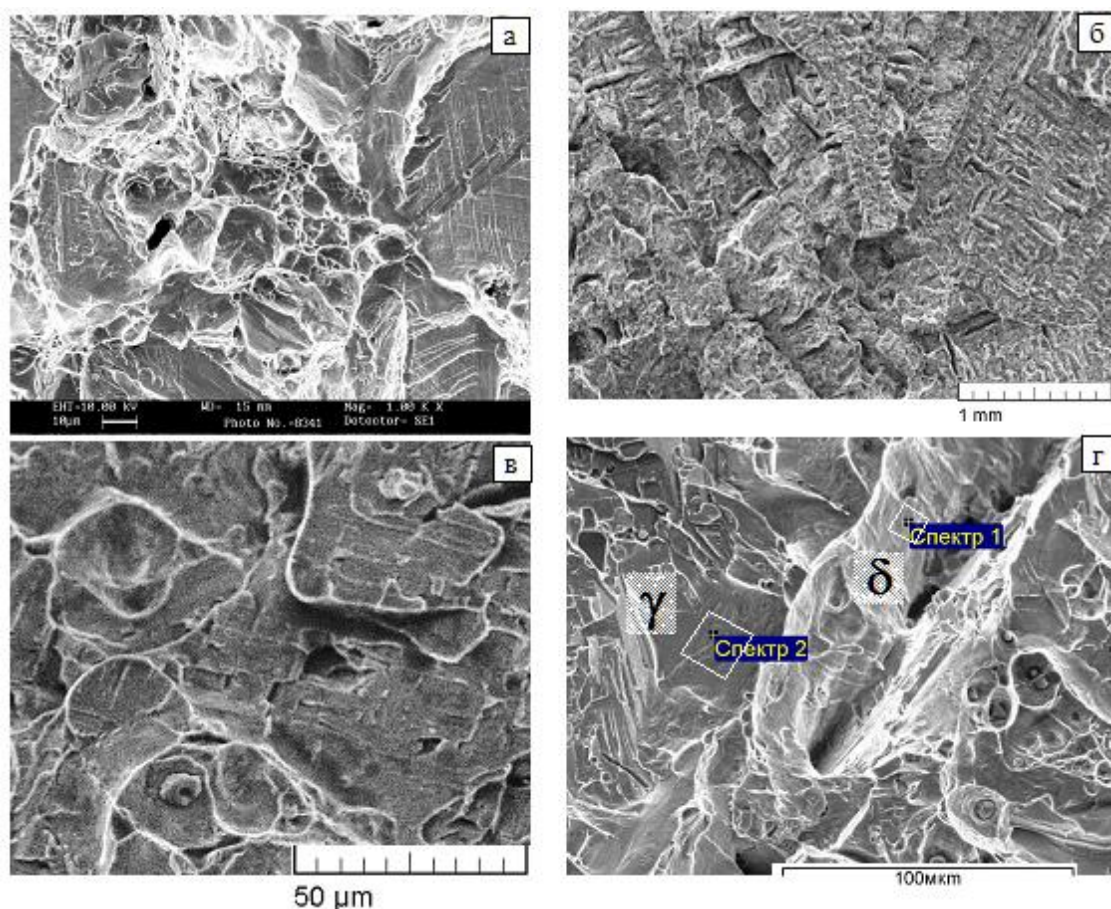


Рис. 5 – Изломы, полученные при криогенных температурах:
а – стали 1 при -196°C , б – стали 2 при -160°C

Это подтвердило предположение о том, что при ударном воздействии при -160°C видимые многочисленные трещины в изломе стали 2 (см. рис.5 б) образуются в δ -феррите. Это согласуется с данными [28] о том, что хром, молибден и марганец существенно снижают ударную вязкость феррита. Соответственно, феррит стали 2 при -160°C является хрупким.

Обсуждение результатов работы

На рис. 3 приведены данные по ударной вязкости сталей 3 и 4 той же системы легирования, таким же содержанием азота, но с более низкой концентрацией никеля и более высокой концентрацией молибдена. Особо высокий уровень хладостойкости стали 1, по сравнению со сталями 3 [15] и 4 [27] на рис. 3 можно объяснить: – выбором химического состава с более высоким содержанием никеля; – тем что был использован высокочистый металл после электрошлакового переплава (ЭШП); U-образным, а не V-образным надрезом. Однако, форма надреза, как показали исследования [27] стали 4 и данные наших исследований [22] стали 2, практически не влияет на уровень ударной вязкости этих материалов. Сталь 2 демонстрирует, по сравнению со своим деформируемым прототипом (сталь 1), насколько существенным образом влияют на способность сопротивляться хрупкому разрушению при пониженных температурах структурно-фазовое состояние стали, ее чистота и размер зерна. Сравнение с хладостойкостью сталей 3 и 4 на рис.3 дает основание заключить, что обеспечение высокой прочности, за счет легирования 0,5–0,6% азота и *одновременно* высокой хладостойкости у экономно легированной никелем коррозионностойкой стали невозможно. Это обусловлено тем, что если речь идет о равновесной концентрации азота, такая сталь должна быть легирована марганцем, повышающим растворимость азота, и при этом, однако способствующем повышению температуры T_{DBT} . Выбранный нами баланс концентраций Cr, Mn, Ni, Mo, N представляется удачным для получения у изученной стали даже в структурно неблагоприятном – литом – состоянии

высокой ударной вязкости при климатических температурах, существенно более высокой, чем та, что характеризует при 20°C литейные стали аустенитного класса согласно стандарту РФ на стальные отливки [29]. Для них допустимы значения ударной вязкости КСУ: для стали 07X17H16TЛ 39 кДж/см², для сталей 12X18H9TЛ, 10X18H11БЛ и 12X18H12M3TЛ - 59 и для стали 10X18H9Л 98 кДж/см².

Деформируемая сталь 1 в изученном в данной работе структурно-фазовом состоянии и литейная сталь 2 характеризуются при +20°C пределами текучести 484 МПа [18] и 403 МПа [20–22], более чем вдвое более высокими, чем у не содержащих азота Cr-Ni сталей. При этом высокопрочная аустенитная сталь 1 может рассматриваться как материал криогенной техники, а ее литейный вариант сталь 2 – как материал аустенитного класса, хладостойкий во всем интервале климатических температур.

Выводы

1. Изучена, по изменению ударной вязкости, результатам фрактографического, микроструктурного и энергодисперсионного анализа хладостойкость стали 0,5X(21-22)АГ15Н8М(1-2)Ф с содержанием азота 0,5% в двух структурных состояниях: «сталь 1» – равноосные зерна двойникового аустенита (40–200 мкм, деформированный и отожженный ЭШП-металл); «сталь 2» – литой металл с зернами аустенита размером до 2 мм, содержащий после отжига до ~9 % остаточного дельта-феррита дендритной мофологии.

2. Сталь 1 сохраняет уровень КСУ > 500 Дж/см² в интервале от +20 до -70°C. Работа зарождения трещины практически не зависит от температуры испытания в интервале от +20 до -196°C; спад значений работы разрушения происходит после -70°C, определяя тем самым зависимость ударной вязкости. Ее $T_{DBT} \approx -175^\circ\text{C}$, этой температуре отвечает уровень КСУ ≈ 270 Дж/см².

3. Литая сталь 2 характеризуется широким интервалом вязко-хрупкого перехода, с $T_{DBT} = -75^{\circ}\text{C}$, при которой $KCV = 120 \pm 10 \text{ Дж/см}^2 = 1/2$ от уровня KCV при $+20^{\circ}\text{C}$. Ее ударная вязкость значительно превышает уровень KCU при $+20^{\circ}\text{C}$, допускаемый стандартом РФ на отливки из сталей 07X17H16ТЛ (39 Дж/см^2), 12X18H9ТЛ, 10X18H11БЛ и 12X18H12МЗТЛ (59 Дж/см^2).

4. Сталь в состояниях 1 и 2 не склонна к образованию мартенсита деформации и охлаждения в зоне зарождения и роста трещины при ударном изгибе.

5. В дендритных кристаллах остаточного δ -феррита стали 2 при испытаниях на ударный изгиб -160°C образуются многочисленные трещины, распространяющиеся по межзеренным границам литого металла.

6. Сопоставление литературных и полученных в работе данных показывает, что у экономно легированной никелем ($\approx 3\%$) Cr-Mn-Ni-(Mo)-N коррозионностойкой стали обеспечение высокой хладостойкости и, *одновременно*, высокой прочности, за счет легирования 0,5-0,6% азота невозможно. Выбранный баланс концентраций Cr, Mn, Ni, Mo, N в составе стали обеспечивает ее свойства как материала криогенной техники (состояние 1) и материала аустенитного класса, хладостойкого во всем интервале климатических температур (литое состояние 2).

7. Высокий уровень ударной вязкости изученной Cr-Mn-Ni-(Mo) стали, упрочненной азотом, обусловлен концентрацией никеля 8%.

8. Различие в хладостойкости стали 1 и 2 обусловлено: чистотой металла, различием в размере зерна и уровне прочности, наличием в стали 2 остаточного δ -феррита дендритной морфологии. Форма надреза слабо влияет на уровень ударной вязкости стали в обоих состояниях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Президиума РАН в рамках Программы «Арктика» (1.55П, 2018 г.) и Программы «Перспективные физико-химические технологии специального назначения» (22П в 2019 г.)

Литература

1. Солнцев Ю.П. // Хладостойкие стали и сплавы. – СПб.: Химиздат, 2005. – 476 с.
2. Материаловедение. Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова -2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
3. Harzenmoser M.A., Reed R.P., Uggowitzer P.J. The influence of nickel and nitrogen on the mechanical properties of high-nitrogen austenitic steels at criogenic temperatures // HNS 90, Aachen (Germany). October 1990. Dusseldorf. 1990. P. 197–203.
4. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering R 65, (2009), P. 39–104.
5. Timmerhaus K.D., Richard Palmer Reed. Cryogenic Engineering: Fifty Years of Progress // Springer 2007, doi.org/10.1007/0-387-46896-X.
6. Speidel M.O. Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 2006, 37, No. 10.
7. Leffler, B. (2013) Stainless Steels and their Properties. <http://www.hazmetal.com/f/kutu/1236776229.pdf>
8. Uggowitzer P., Magdowski R, Speidel M.O. Nickel free high nitrogen austenitic steels. //ISIJ International, 1996, v.36, №7, P. 901–908.
9. Young S. Han, Soon H. Hong. The effects of thermo-mechanical treatments on superplasticity of Fe-24Cr-7Ni-3Mo-0.14N duplex stainless steel // Scripta Materialia, Volume 36, Issue 5, 1 March 1997, P. 557–563.
10. Simmons J.W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels // Materials Science and Engineering: A Volume 207, Issue 2, 30 March 1996, P. 159–169.
11. Vijayalakshim M., Shankar P., Sudha C., in: U.K. Mudali, B. Raj (Eds.), High Nitrogen Steels and Stainless Steels-Manufacturing, Properties and Applications, Alpha Science International Ltd., Pangbourne, UK, 2004, P. 113–132.

12. Gavriljuk V.G. Nitrogen in iron and steel // ISIJ International, Vol. 36 (1996), №7, P. 738–745.
13. Valentin G. Gavriljuk, Hans Berns - High Nitrogen Steels: Structure, Properties, Manufacture, Applications. Springer – Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1999, 379 p.
14. Rawers J., Roan R., Metallurgical and Materials Transactions A 25, (1994), 381 p.
15. Hwang Byoungchul, Lee Tae-Ho, Park Seong-Jun, Oh Chang-Seok, Kim Sung-Joon. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr–10Mn austenitic steels. Materials Science and Engineering: A. Volume 528, Issue 24, 15 September 2011, P. 7257–7266.
16. Yuan Z., Dai Q., Cheng X., Chen K., Xu W. Impact properties of high-nitrogen austenitic stainless steels // Materials Science and Engineering A 475, (2008), P. 202–206.
17. Блинов В.М., Банных О.А., Ильин А.А., Соколов О.Г., Костина М.В., Блинов Е.В., Ригина Л.Г., Зверева Т.Н. Высокопрочная и высоковязкая немагнитная свариваемая сталь. Патент РФ №2303648, приоритет от 21.11.2005 г.
18. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Калинин Г.Ю. Влияние режимов горячей прокатки и термической обработки на структуру, механические и технологические свойства аустенитной азотосодержащей стали 05X22AG15N8M2Ф-Ш // М., Металлы, 2006, №4. С. 33–41
19. Высокопрочная литейная немагнитная коррозионно-стойкая сталь и изделие, выполненное из нее. Патент №2445397, приоритет от 23.06.2010 г., зарегистрирован в госреестре Изобретений РФ 20.03.2012. Банных О.А., Блинов В.М., Блинов Е.В., Костина М.В., Мурадян С.О., Ригина Л.Г., Солнцев К.А.

20. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М., Мурадян С.О., Хадыев М.С. Разработка новой литейной высококоррозионностойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 3. Структура и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали. М., Заготовительные производства в машиностроении, 2011, № 9, С. 39–45.

21. Костина М.В., Мурадян С.О., Хадыев М.С., Корнеев А.А. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали // М., Металлы, №5, 2011, С. 33–48.

22. Мурадян С.О. Структура и свойства литейной коррозионностойкой стали, легированной азотом. Дисс. кандидата техн. наук. Москва, ИМЕТ РАН, 2016 г.

23. Thak Sang Byun, Timothy G. Lach. Mechanical Properties of 304L and 316L Austenitic Stainless Steels after Thermal Aging for 1500 Hours // Light Water Reactor Sustainability Program. U.S. Dept of Energy Office of Nuclear Energy. Sept. 2016
https://lwrs.inl.gov/Materials%20Aging%20and%20Degradation/Mechanical_Properties_of_304L_and_316L_Austenitic_Stainless_Steels_after_Thermal_Aging_for_1500_Hours.pdf

24. Oldfield W. Curve Fitting Impact Test Data: A Statistical Procedure, ASTM Standardization News, 3(11) (1975), P. 24-29.

25. Yeager K. Nonlinear curve fitting and the Charpy impact test: statistical, mathematical, and physical considerations (<https://www.uakron.edu/dotAsset/2116623.pdf>)

26. Speidel M.O.: Applications and Services; in High Nitrogen Austenitic Steel and Stainless Steels, Kalpakam 2002

27. Ботвина Л.Р., Блинов В.М., Тютин М.Р., Банных И.О., Блинов Е.В. Особенности разрушения при ударном нагружении высокоазотистой стали 05X20Г10Н3АМФ // М., Металлы, №2 2012, С. 83–92.

28. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. - М.: Металлургия, 1986. 544 с.

29. ГОСТ 977-88. Отливки стальные. Общие технические условия.

УДК 621.785.5:620.178

**Разработка процессов вакуумной термической
и химико-термической обработки в ФГУП «ВИАМ»**

Севальнёв Г.С.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

В работе рассмотрены стали применяемые для изготовления тяжело нагруженных деталей, принципы легирования и механизмы упрочнения диффузионных слоев при химико-термической и термической обработке, а также факторы, учитываемые при разработке режимов упрочнения при обработке в атмосферах низкого давления в условиях ФГУП «ВИАМ».

Ключевые слова:

прочность, теплостойкость, дисперсионное твердение, аустенит, карбиды, мартенсит, упрочнение, вакуумная цементация, ионно-плазменное азотирование.

Постоянно растущие требования к свойствам конструкционных материалов при развитии авиационной техники неизбежно приводят к созданию новых сплавов и технологий их обработки или к модифицированию уже имеющихся. В рамках «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [1–4] одним из перспективных направлений в области материаловедения является модифицирование поверхности высокопрочных конструкционных сталей методом химико-термической обработки для повышения эксплуатационных характеристик изделия. В результате обработки формируется диффузионный слой высокой твердости, способный работать в условиях циклических нагрузок и интенсивного изнашивания [5].

Для материалов, используемых в авиационной технике, предъявляется высокий уровень требований и помимо сопротивления высоким циклическим и изнашивающим нагрузкам сталь должна обладать высокой теплостойкостью для возможности кратковременной работы в условиях экстремальных температур (350–500°C). Удовлетворить данному комплексу требований способны комплексно-легированные конструкционные стали.

Проблема повышения теплостойкости материала зубчатых колес возникла впервые в середине 60-х годов, когда на поверхности контакта зубьев шестерен редуктора двигателя, работавших при общей температуре не выше 110°C, были обнаружены структурные изменения возникающие при нагреве детали во время отпуска при 300°C. Особый интерес к данной проблеме возник при эксплуатации сверхзвуковых летательных аппаратов, в которых общий нагрев зубчатых колес из высоконикелевых цементуемых сталей 12X2H4A и 18X2H4BA стал превышать температуру 200°C, что выше температуры конечной обработки (низкого отпуска) данных сталей.

Ключевым моментом для получения высокой твердости и теплостойкости является подобранная система легирования конструкционных сталей. Наличие сильных карбидообразующих элементов в

стали (Cr, W, Mo, V, Nb) при химико-термической обработке (ХТО) стимулирует раннее образование карбидов на поверхности и снижает предел растворимости углерода в аустените. Варьирование содержанием остаточного аустенита позволяет получать стали с различным механизмом упрочнения поверхности после ХТО. Так стали с мартенситным упрочнением диффузионного слоя такие, как 12Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, 20Х3МФА, ВКС7-Ш после полного цикла упрочняющей обработки обладают низкой теплостойкостью (до 200°С).

Повышение в структуре слоя остаточного аустенита и проведение последующей термической обработки с заключительным высоким отпуском позволяют получать необходимый комплекс свойств благодаря дисперсионно-карбидному упрочнению диффузионного слоя. В результате проведенных исследований в ФГУП «ВИАМ» были созданы комплексно-легированные теплостойкие стали марок ВКС-4, ВКС10-Ш и ее модификация ВКС10-УШ, а также новая марка ВКС-15.

В 60 и 70-х годах XX века также остро стояла проблема с разработкой процессов химико-термической и термической обработки. Из-за сложности регулирования углеродного потенциала при насыщении в жидком и твердом карбюризаторах или проведения ХТО в среде эндогаза приводило к пересыщению поверхностного слоя углеродом и формированию хрупкой карбидной сетки по границам зерен. Образование окалины при термической обработке обуславливало постоянную необходимость внесения в чертежи припусков для последующей механической обработки, что повышало трудоемкость процесса. Однако совершенствование технологического оборудования позволило проводить процессы термической и химико-термической обработки в атмосферах низкого давления (в вакууме).

Активное развитие процессов насыщения поверхности углеродом и азотом в атмосферах низкого давления повысило эффективность технологического процесса химико-термической обработки и качество

конечных изделий. Для разработки режимов химико-термической и термической в ФГУП «ВИАМ» введена в эксплуатацию вакуумная печь MonoTherm НК.446.VC.10.gr (ALD, Германия) (рис.1).



Рис. 1 – Установка для вакуумной химико-термической и термической обработки

Формирование диффузионных слоев в процессе химико-термической обработке стальных деталей делится на 3 стадии:

- диссоциация – распад молекул насыщающей среды с образованием активных атомов диффундирующего элемента;
- адсорбция – контактирование атомов диффундирующего элемента с поверхностью и образование химических и физических связей с атомами металла;
- диффузия – проникновение насыщающего элемента вглубь металла.

Особое внимание при разработке вакуумных процессов химико-термической обработки уделяется подбору соотношений стадий активного насыщения и диффузионного распределения насыщающего элемента. На рисунке 2 представлены микроструктуры сталей 16X2H3MФБАЮ-Ш (ВКС7-Ш) и 16X2H3MФБАЮ-Ш (ВКС10-Ш) после вакуумной цементации. Данные стали активно используются в производстве для изготовления

тяжелонагруженных зубчатых колес и шестерен. Диффузионный слой стали ВКС7-Ш после вакуумной химико-термической обработки упрочняется по мартенситному механизму и обладает низкой теплостойкостью (до 200°C), ВКС10-Ш – по механизму дисперсионного твердения с высокой теплостойкостью (до 500°C) [6]. При проведении процесса, содержащего только стадию активного насыщения (рис. 2 а, б), формируется структура с высокой долей остаточного аустенита из-за быстрого пересыщения аустенитной матрицы углеродом и образования избыточной карбидной фазы. Введение в процесс стадии диффузионного распределения (рис. 2 в, г) позволяет получить диффузионные слои требуемой протяженности и соотношением структурных составляющих мартенсита, аустенита и избыточных фаз. Распределение микротвердости (рис. 3) по толщине диффузионного слоя также свидетельствует о различной кинетике насыщения и формирования структурных составляющих у сталей с различным механизмом упрочнения поверхности.

Циклический режим, содержащий стадии активного насыщения и диффузионного распределения, является наиболее эффективным при проведении химико-термической обработки на готовых изделиях для получения необходимого комплекса эксплуатационных свойств.

Особенностью проведения процессов химико-термической обработки является высокая воспроизводимость полученных результатов. С помощью данных о формировании толщин диффузионных слоев h в зависимости от общего времени насыщения вычисляются кинетические коэффициенты, необходимые для дальнейшего прогнозирования результатов последующих ХТО в соответствии с уравнением:

$$h = k\sqrt{\tau}, \quad (1)$$

где k – кинетический коэффициент, зависящий от коэффициента диффузии, τ – общее время насыщения.

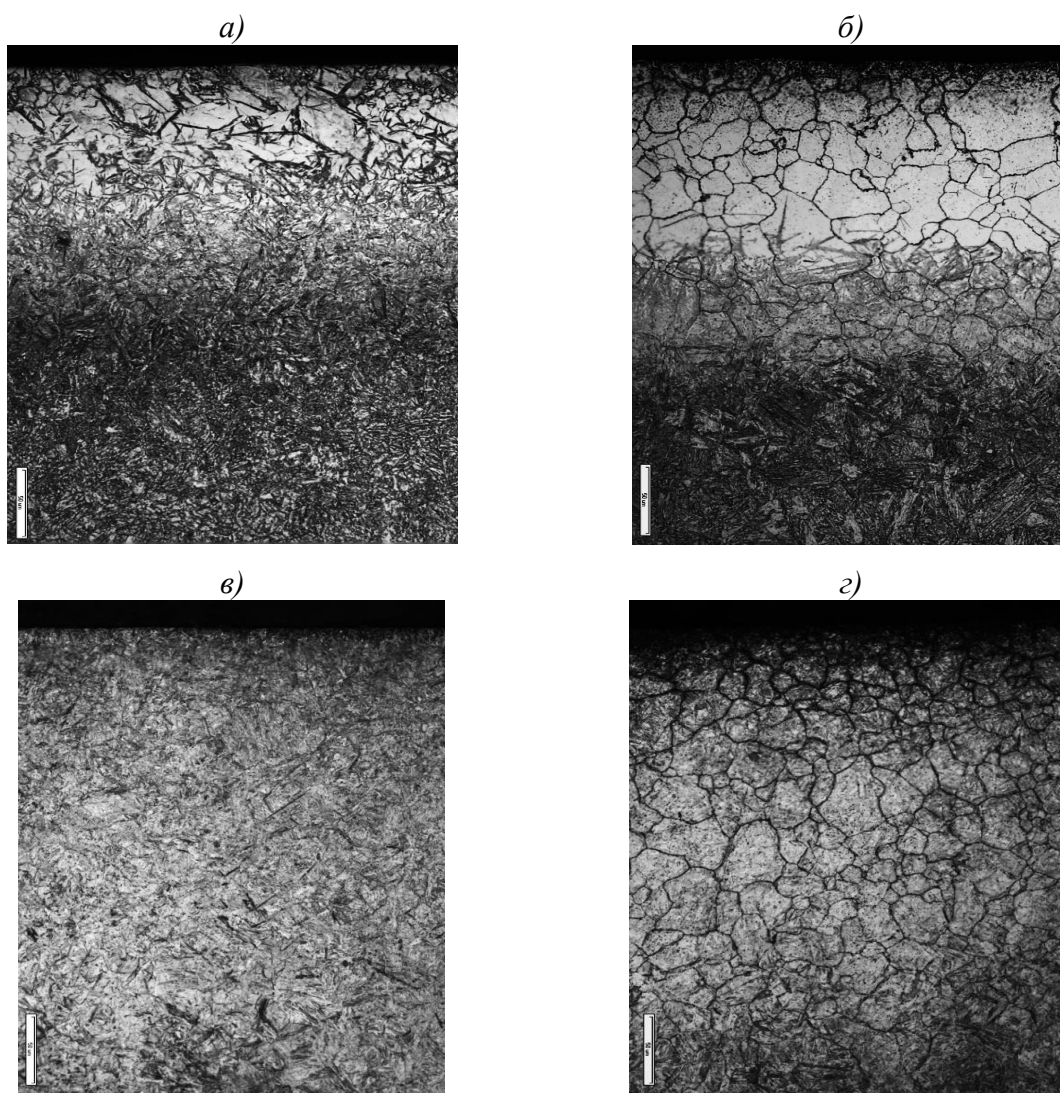


Рис. 2 – Микроструктура сталей ВКС7-Ш (а, в) и ВКС10-Ш (б, г) после: а, б – стадии активного насыщения; в, г – стадии активного насыщения и диффузионного распределения $\times 500$

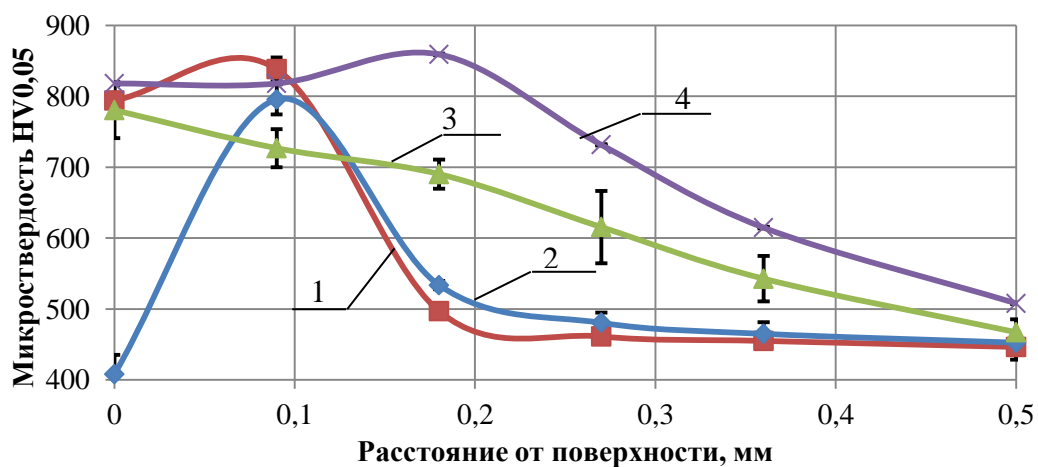


Рис. 3 – Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя сталей ВКС7-Ш (1,3) и ВКС10-Ш (2,4) после: 1, 2 – стадии активного насыщения; 3, 4 – стадии активного насыщения и диффузионного распределения

На рисунке 4 представлены графики кинетики насыщения при вакуумной цементации сталей ВКС7-Ш и ВКС10-Ш. Формирование графика параболической зависимости свидетельствует о механизме диффузионного массопереноса углерода.

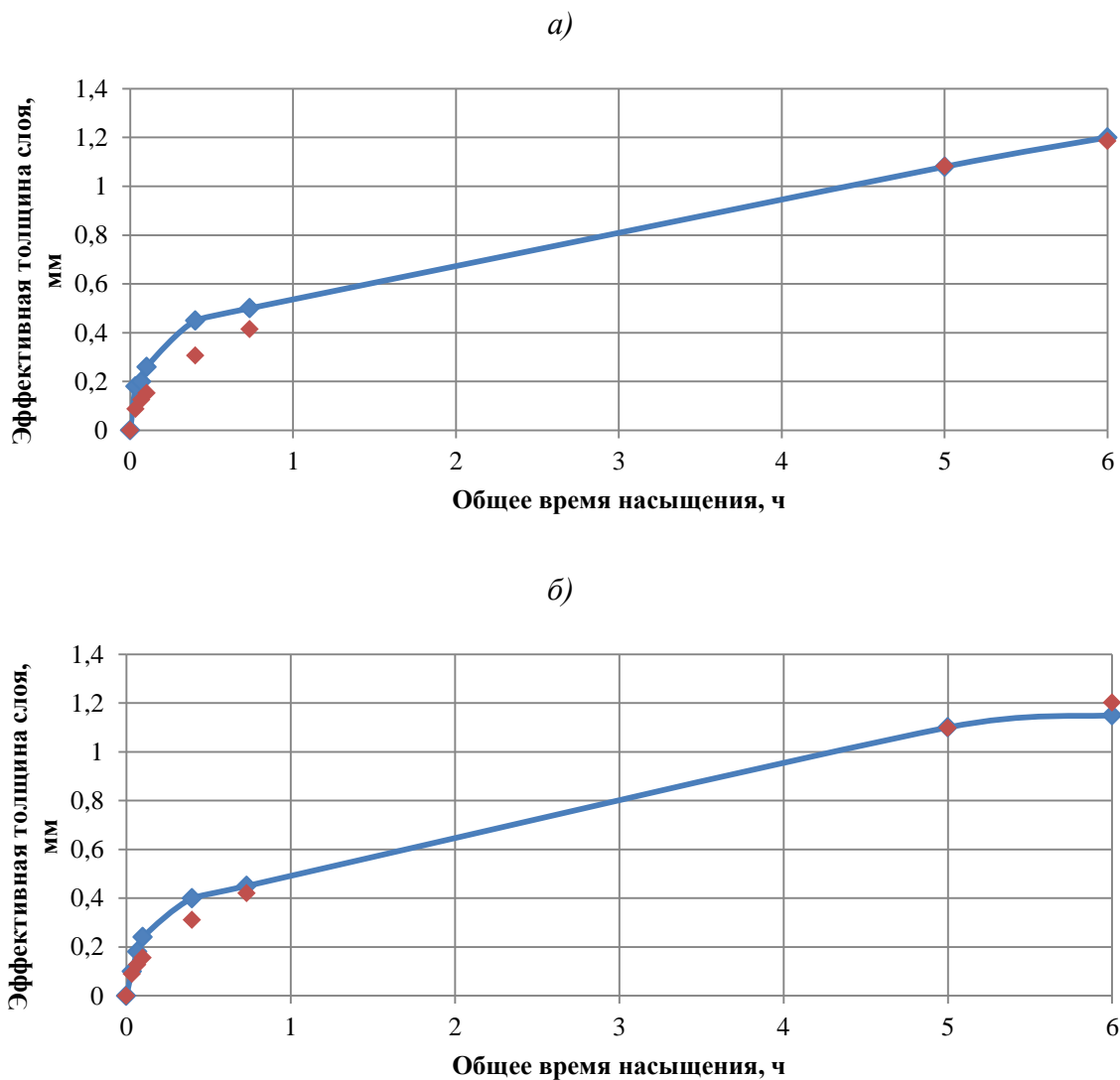


Рис. 4 – Кинетические кривые зависимости формирования диффузионного слоя от времени насыщения при цементации в стали:
а) ВКС7-Ш; б) ВКС10-Ш

По результатам исследовательских работ, выполненных совместно с одним из ведущих университетов страны МГТУ им. Н.Э. Баумана, ФГУП «ВИАМ» были разработаны режимы диффузионного насыщения конструкционных сталей методами вакуумной цементации, нитроцементации, а также ионно-плазменного азотирования,

обеспечивающие необходимый комплекс свойств для изготовления зубчатых колес редукторов газотурбинных двигателей [7].

Помимо обеспечения требуемых толщин диффузионных слоев и свойств тяжело нагруженных поверхностей, необходимо проводить разработку и оптимизацию технологии термической обработки в атмосферах низкого давления для получения высокого уровня механических свойств. По сравнению с процессом охлаждения деталей в воду или в масло, закалка изделий в потоке газа высокого давления обладает меньшей охлаждающей способностью. В связи с этим низколегированные конструкционные стали обладают меньшей прокаливаемостью или вовсе не закаляются в вакууме, что накладывает ограничения при проведении технологического процесса для сталей различных классов. Однако преимуществом является то, что проведение процесса термической обработки в вакууме с последующей закалкой в потоке газа высокого давления позволяет снизить коробление деталей, получить чистую поверхность без окисления и однородность свойств по сечению деталей.

Неотъемлемой частью разработки технологического процесса термической обработки в вакууме является прогнозирование поведения деталей в условиях охлаждающей атмосферы. Путем моделирования технологических процессов с расчетом моделей методом конечных элементов в современных программных комплексах таких, как Qform и ANSYS, в ФГУП «ВИАМ» проводят оценку коробления деталей при закалке в потоке азота высокого давления. Для этого создается конечно-элементная модель на базе реальной детали, задаются граничные условия и прикладываются тепловые и механические нагрузки в зависимости от условий обработки изделия. На рисунке 5 представлены примеры расчетов изменения размеров и формирования остаточных напряжений листа (рис. 5а,б) и прутка (рис. 5в,г) из конструкционной стали при закалке в потоке азота при давлении 6 бар.

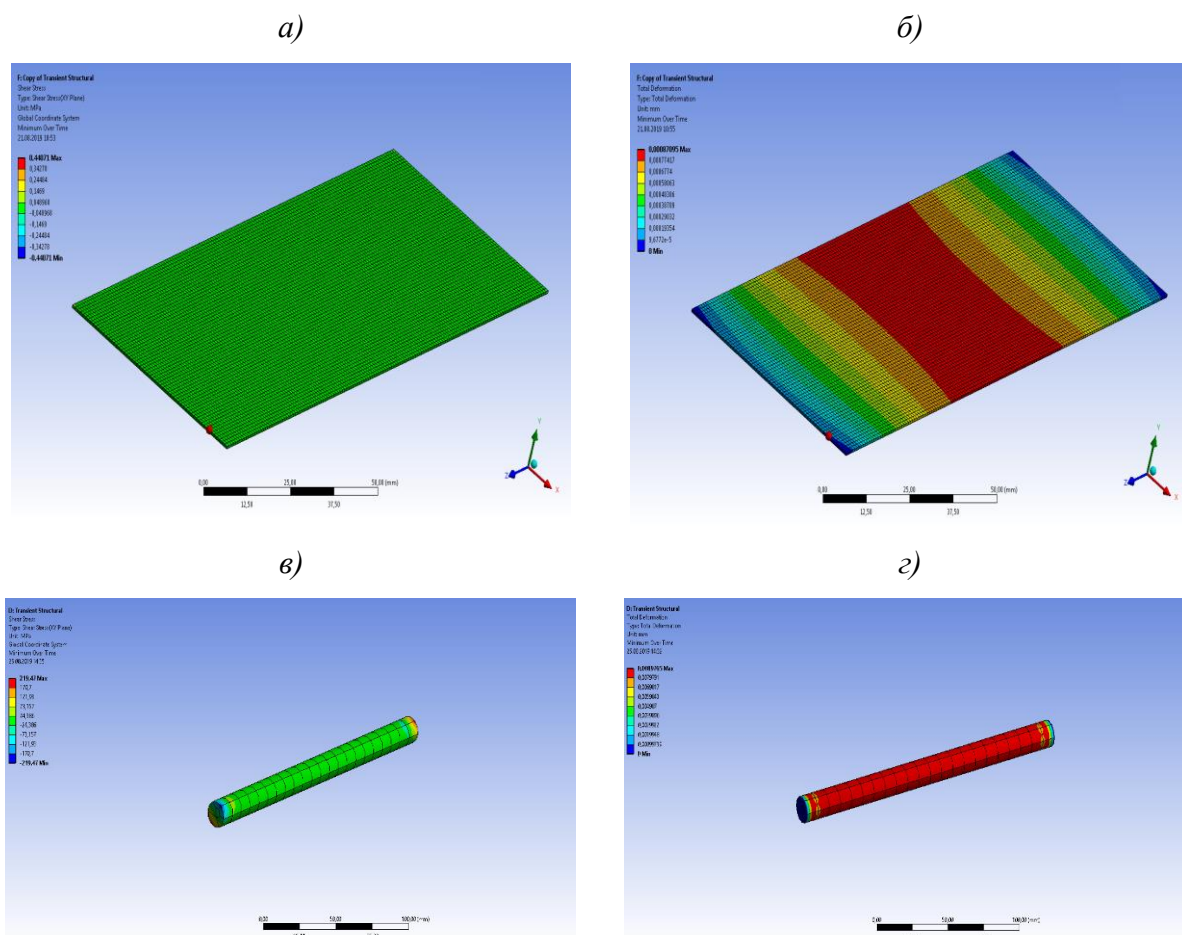


Рис. 5 – Моделирование процесса вакуумной закалки в потоке азота полуфабрикатов из конструкционной стали: а, б – лист; в, г – пруток

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии, 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Шестой технологический уклад // Наука и жизнь, 2010. №4. С. 2–7.
3. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т.82. №6. С. 520–530.
4. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения - основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии, 2016. № 2 (14). С. 16–21.

5. Влияние вакуумной химико-термической обработки на износостойкость сталей ВКС-7 и ВКС-10 / Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Алексеева М.С., Громов В.И. //Авиационные материалы и технологии, 2018. №1. С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-3-8

6. Громов В.И., Кротов В.Н., Курпякова Н.А., Седов О.В., Дорошенко А.В. Влияние остаточного аустенита на структуру и свойства диффузионного слоя стали мартенситного класса после вакуумной цементации // Авиационные материалы и технологии 2016. №4 (45). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-3-8.

7. Громов В. И. и др. Вакуумная и ионно-плазменная химико-термическая обработка ответственных деталей газотурбинных двигателей //Авиационные материалы и технологии. – 2012. – №. S. – С. 147–156.

УДК 621.791

Сварка высокопрочной коррозионностойкой стали ВНС-72

Паршуков Л.И.¹, к.ф.-м.н.; Ковальчук В.Г.¹;

Ходакова Е.А.¹; Попов К.Н.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Сталь ВНС-72 легирована совместно углеродом и азотом и имеет преимущество перед углеродсодержащими сталями по комплексу механических и коррозионных свойств. Сварные узлы из стали ВНС-72 применяются после полной термической обработки соединений.

Выбраны режимы электронно-лучевой, автоматической и ручной аргонодуговой сварки коррозионностойкой стали ВНС-72, присадочные материалы, исследованы технологические, механические свойства и структуры сварных соединений.

Ключевые слова:

аргоно-дуговая сварка, электронно-лучевая сварка, сварные соединения, термическая обработка, прочность, ударная вязкость, коррозионная стойкость.

Высокопрочные стали применяют в конструкциях авиакосмической техники, где важно уменьшение массы. Основные требования, предъявляемые к сталям такого типа, сводятся к следующим: необходимая прочность, достаточная пластичность, хорошая ударная вязкость, повышенная усталостная прочность, хорошая свариваемость, а для коррозионностойкой стали – высокая коррозионная стойкость.

Одним из наиболее эффективных путей повышения прочности коррозионностойкой стали является использование в качестве основного легирующего элемента азота, способного полностью или частично заменить в этих сталях Ni, Cu, Mo, Mn, поскольку он обладает сильной способностью стабилизировать аустенит, превосходит другие легирующие элементы по упрочняющей способности и отличается низкой стоимостью. В связи с этим, актуальной является разработка нового поколения экономно легированных специальных азотосодержащих сталей, в том числе со сверхравновесным содержанием азота /1,2/.

ВИАМ совместно с ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН разработана коррозионностойкая сталь 15X15H4ГAM (ВНС-72) переходного (аустенитно-мартенситного) класса с $\sigma_{\text{в}}=1700\text{--}1750$ МПа, с содержанием азота, превышающем равновесное, являющаяся перспективным материалом для высоконагруженных сварных конструкций.

Исследования проводили на прессованных прутках сечением 150×150 мм, на горячекатаных листах толщиной 5,0 мм и холоднокатаных листах толщиной 1,5 мм.

Часть прутка сечением 150×150 мм ковали на сутунки, прокатывали на листы толщиной 16 мм и 3 мм. Лист толщиной 3 мм резали на заготовки для исследования стойкости против образования горячих трещин и на «лапшу» для сварки. На заготовках толщиной 16 мм механически обрабатывали кромки под сварку (U-образная разделка), сваривали ручной аргонодуговой сваркой с присадочными материалами для исследования механических

свойств, коррозионной стойкости и структуры. В качестве присадочных материалов для сварки стали ВНС-72 выбраны промышленные сварочные проволоки Св-06Х13Н6М4К8Б (ЭК43), Св-08Х14Н7КВМ, Св-09Х14Н8М2 (ЭП509), а также «лапша» из стали 15Х15Н4ГАМ (ВНС-72).

Для сварки горячекатаных листов толщиной 5,0 мм выбрана ручная аргонодуговая сварка с присадочным материалом Св-08Х14Н7КВМ. Кромки заготовок механически обрабатывали по длинному краю с двух сторон.

Холоднокатаные листы, толщиной 1,5 мм, сваривали автоматической аргонодуговой сваркой без использования присадочного материала.

Листы толщиной 1,5 и 5,0 мм также сваривали электроннолучевой сваркой.

Испытания на стойкость против образования горячих трещин проводили по методике ЛТП1-6, при которой деформация образцов в процессе сварки производится растяжением металла шва. В качестве критерия используется максимальная (критическая) скорость деформации $V_{кр}$, при которой в образце не образуется трещина. Режим сварки: ток сварки – 150-160 А, скорость сварки – 12 м/ч, расход аргона – 8-9 л/мин.

Сварные образцы термически обрабатывали по режиму основного материала: закалка, обработка холодом, низкий отпуск.

Исследованы характеристики прочности при комнатной температуре и ударной вязкости при температурах +20 и -70°C.

Структурные исследования сварных соединений проводили методом металлографии с помощью оптического микроскопа Olympus GX51. Для выявления структуры использовали электролитический метод в 10%-растворе щавелевой кислоты.

Исследована склонность сварных соединений стали ВНС-72, выполненных аргонодуговой сваркой с присадочными материалами, к коррозионному растрескиванию в камере соляного тумана, а также в

условиях умеренного морского климата (Геленджикский центр климатических испытаний им. Г.В. Акимова) при приложенном напряжении.

Испытания на стойкость против образования горячих трещин сварных соединений показали высокий уровень критической скорости деформации ($V_{кр}$, мм/мин) в процессе сварки с присадками: Св-06Х13Н6М4К8Б (ЭК43) - 7,2; Св-08Х14Н7КВМ - 6,8; Св-09Х14Н8М2 (ЭП509) - 6,2; 15Х15Н4ГАМ (ВНС72) – 6,2.

Испытания на растяжение при комнатной температуре сварных образцов с присадками Св-06Х13Н6М4К8Б (ЭК43), Св-08Х14Н7КВМ и Св-09Х14Н8М2 (ЭП509) показали средние значения кратковременной прочности - $\sigma_{св.с.}=1135-1290$ МПа, что составляет 0,67 – 0,76 от прочности основного материала (коэффициент ослабления сваркой $K=\sigma_{св.с.}/\sigma_{о.м.}$; $\sigma_{о.м.}=1700$ МПа). Испытания на ударный изгиб сварных образцов с указанными присадками при комнатной температуре показали высокие значения ударной вязкости - $KCV^{+20}_{шов}=70-120$ Дж/см². Испытания при температуре -70°С выявили незначительное снижение значений ударной вязкости по сравнению со значениями, полученными при +20°С - $KCV^{-70}_{шов}=65-105$ Дж/см². Разрушенные образцы имели вязкие изломы с широкими боковыми участками среза.

Применение присадки из стали 15Х15Н4ГАМ (ВНС-72) позволило получить более высокую прочность сварных соединений - $\sigma_{св.с.}=1410-1505$ МПа, что составляет 0,83–0,89 от прочности стали.

При использовании присадки из основного материала ударная вязкость образцов ниже, чем при использовании промышленных сварочных проволок, но имеет удовлетворительные значения как при комнатной температуре - $KCV^{+20}_{шов}=55-60$ Дж/см², так и при отрицательной температуре - $KCV^{-70}_{шов}=40-50$ Дж/см², и достаточно вязкие изломы, за исключением варианта сварки с повышенным тепловложением - $KCV^{-70}_{шов}=20$ Дж/см².

Испытания образцов по линии сплавления выявили близкие значения ударной вязкости и более высокие, чем по сварному шву, при использовании всех присадок за исключением присадки ЭК43

Исследованы структуры сварных соединений стали ВНС-72 толщиной 16 мм, выполненные аргонодуговой сваркой с присадочными материалами, в том числе с подваркой. Структура сварных швов после сварки без упрочняющей термообработки - аустенитно-мартенситная с карбидами по границам аустенитных кристаллов

После упрочняющей термообработки структура сварных швов мартенситная с некоторым количеством аустенита, которой соответствуют полученные значения прочности сварных соединений. В зоне подварки структура однородная, дисперсная, дефекты отсутствуют.

При использовании присадки из стали ВНС-72 в нижней части сварных швов в состоянии без термической обработки наблюдаются значительные выделения карбидов по границам кристаллитов вследствие нагрева нижележащих слоев при сварке последующих. После термической обработки выделения отсутствуют в связи с растворением при температуре закалки.

Проведенные исследования склонности сварных соединений стали ВНС-72, выполненных аргонодуговой сваркой с присадочными материалами, в том числе с подваркой по сварному шву, к коррозионному растрескиванию в камере соляного тумана с приложенным напряжением 980 МПа в течение 6 месяцев, а также в условиях умеренного морского климата показали отсутствие коррозионных повреждений.

Листы стали ВНС-72, толщиной 1,5 и 5,0 мм, подвергнуты отжигу и резке на гильотинных ножницах для заготовок под сварки. Кромки заготовок механически обрабатывали по длинному краю. В качестве присадочного материала для ручной аргонодуговой сварки листов толщиной 5,0 мм выбрана сталь 08Х14Н7КВМ.

Для холоднокатаных листов толщиной 1,5 мм проведен выбор оптимальной скорости автоматической аргодуговой сварки заготовок. Изготовлены образцы и проведены испытания на растяжение при температуре +20°C образцов сварных соединений, выполненных на разных скоростях сварки, с последующей полной термической обработкой по режиму основного материала. По результатам испытаний выбрана скорость сварки 18-24 м/с.

Отработана технология и выбраны оптимальные режимы ЭЛС листов из стали ВНС72-Ш. По выбранным режимам изготовлены сварные соединения ЭЛС из холоднокатаных и горячекатаных листов стали ВНС72-Ш.

Проведенный рентгенографический контроль показал отсутствие дефектов в сварных соединениях

Проведены механические испытания на растяжение и ударную вязкость сварных образцов и образцов основного металла холоднокатаных и горячекатаных листов из стали ВНС72-Ш толщиной 1,5 и 5,0 мм при температурах -70°C, 20°C, 200°C и 300°C. Анализ результатов испытаний показал: предел кратковременной прочности при 20°C составляет $\sigma_{\text{в}} \geq 1700$ МПа, что превосходит предел прочности $\sigma_{\text{в}}^{20^\circ\text{C}}$ стали ВНС5-Ш на 18%, стали 07Х16Н6-Ш – на 33%.

Проведена постановка образцов сварных соединений на натурную экспозицию в условиях приморской зоны умеренного теплого климата (г. Геленджик) и в условиях промышленной зоны умеренного климата (г. Москва).

Проведены металлографические исследования структур образцов сварных соединений стали ВНС72-Ш толщиной 1,5 и 5,0 мм, выполненные аргодуговой и электроннолучевой сварками. Исследования показали отсутствие дефектов в виде пор и трещин. Структура швов после проведения термической обработки мартенситная с остаточным аустенитом, которой

соответствуют полученные высокие значения прочности сварных соединений.

Литература

1. Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Голев Е.В., Ходакова Е.А. Сварка высокопрочных коррозионностойких сталей // Труды ВИАМ. 2015. №5. С. 20–28.

2. Лукин В.И., Вознесенская Н.М., Ковальчук В.Г. и др. Сварка высокопрочной коррозионностойкой стали ВНС-72 // Сварочное производство. 2012. №10. С. 31–35.

3. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. №12. С. 3–6.

4. Блинов В.М., Елистратов А.В., Колесников А.Г. и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. №6. С. 19–24.

5. Королёв М.Л. «Азот как легирующий элемент стали», М.: Metallurgizdat, 1961, 162 с.

6. Якушин Б.Ф., Прохоров Н.Н., Новиков В.В. Машина для определения склонности металлов к горячим трещинам при сварке // Автоматическая сварка. 1970. №10. С.47–49.

7. Прохоров Н.Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации. М.: Металлургия, 1979, с. 248.

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб; Загл. с экрана.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование
несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 10 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»
ГНЦ РФ)

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru

МИНИСТЕРСТВО СВЯЗИ И МАССОВЫХ
КОММУНИКАЦИЙ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА ПО НАДЗОРУ
В СФЕРЕ СВЯЗИ, ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
И МАССОВЫХ КОММУНИКАЦИЙ

ФГУП НТЦ "ИНФОРМРЕГИСТР"

РЕГИСТРАЦИОННОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО
обязательного федерального экземпляра
электронного издания

№ 60006

Электронное издание на 1 CD-R

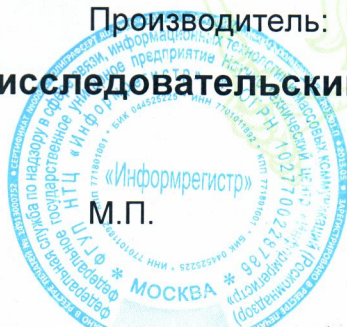
«Высокопрочные стали для аэрокосмической техники и технологии их производства: материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 6 сентября 2019 г.): научное электронное издание локального распространения. Москва, 2019. ISBN 978-5-905217-49-4»

(© 2019 ФГУП "ВИАМ")

зарегистрировано 30 сентября 2019 г. и ему присвоен номер государственной регистрации 0321903030.

Производитель: ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов".

И. о. директора ФГУП НТЦ "Информрегистр"



Т.В. Плескачева

Дата выдачи: 01 октября 2019 г.