

548
Челябинский государственный технический университет

На правах рукописи

ГОИХЕНБЕРГ Юрий Нафтулович

РАЗРАБОТКА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ
КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ И МЕТОДОВ ИХ
КОМБИНИРОВАННОГО УПРОЧНЕНИЯ

Специальность 05.16.01-

"Металловедение и термическая обработка металлов"

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Челябинск

1995

Работа выполнена в Челябинском государственном техническом университете.

Официальные оппоненты:

доктор технических наук, профессор
Филиппов М. А.,

доктор технических наук
Коршунов Л. Г.,

доктор технических наук, профессор
Гольдштейн В. Я.

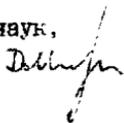
Ведущее предприятие - НИИТЯЖМАШ АО "Уралмаш", г.Екатеринбург.

Защита диссертации состоится "7 июня" 1995 г.,
в 14 часов, на заседании диссертационного совета
Д 053.13.04 при Челябинском государственном техническом
университете: 454080 г.Челябинск, пр.им.В.И. Ленина,76,
ЧГТУ, Ученый Совет университета, тел. 39-91-23

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке
университета

Автореферат разослан " " апреля 1995 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
доктор физико-математических наук,
профессор



Д. А. Мирзаев

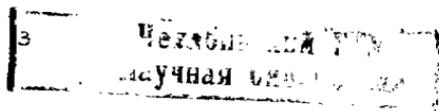
ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы. К конструкционным материалам с развитием новой техники, а также повышением качества продукции предъявляются комплекс все более возрастающих требований. Во многих случаях конструкционные материалы должны обладать высокой прочностью, пластичностью, вязкостью разрушения в сочетании с высокой стойкостью против коррозионного растрескивания (КР). Однако часто широкое применение разработанных высокопрочных сталей и сплавов ограничивается их недостаточной стойкостью против КР и борьба с ним является важной задачей.

Особенно остро эта проблема встала для бандажных колец роторов мощных турбогенераторов, которые изготавливаются из немагнитных сталей. Так, несмотря на высокие требования к качеству бандажных колец роторов и весьма жесткую систему контроля, в зарубежной и отечественной практике известны случаи тяжелых аварий турбогенераторов, вызванных разрушением бандажных колец вследствие коррозионного растрескивания в процессе эксплуатации.

В связи с этим в Германии, Франции, Японии, США, а также в СССР велись интенсивные работы, направленные на изыскание новых сталей, которые обладали бы всем комплексом механических, физических и технологических свойств, необходимых для производства немагнитных бандажных колец и, в то же время, отличались бы от используемых среднеуглеродистых аустенитных сталей типа 55ХБГ18 повышенной стойкостью против коррозионного растрескивания. Анализ патентных исследований показал, что в этом направлении большое, а в некоторых случаях решающее значение придается легированию азотом аустенитных сталей на Cr-Mn и, иногда, Cr-Ni основах. В то же время имеющиеся многочисленные публикации рассматривают лишь влияние углерода на сопротивление коррозионному растрескиванию Cr-Ni аустенитных сталей. Влияние азота на стойкость против КР различных аустенитных сталей изучено в меньшей степени и основные выводы, формулируемые разными авторами, являются противоречивыми. Поэтому изучение сопротивления коррозионному растрескиванию Cr-Mn углеродистых и тем более нового класса высокоазотистых аустенитных сталей, находящих все большее применение, представляется важным в прикладном и научном аспектах.

Одним из важных направлений в решении данной проблемы является



выявление закономерностей формирования высокопрочного состояния в сочетании со специальными свойствами и исследование температурной зависимости механических свойств после комбинированных методов упрочнения аустенитных сталей.

Отдельные разделы работы выполнены по целевой комплексной научно-технической программе 0.Ц.002 "Создание новых видов оборудования для производства электрической и тепловой энергии" (приложение N 9 к постановлению ГКНТ СССР, Госплана СССР и АН СССР от 29.12.81 N 515/271); координационным планам АН СССР по направлению 1.3.2 "Физика прочности и пластичности".

Цель работы. Выявление общих закономерностей формирования высокопрочного состояния и высокой стойкости против коррозионного растрескивания, разработка на этой основе аустенитных сталей с повышенным сопротивлением коррозионному растрескиванию и методов их комбинированного упрочнения. Практическим аспектом работы являлась разработка с использованием полученных результатов технологических параметров изготовления высококачественных заготовок немагнитных бандажных колец мощных турбогенераторов и мембран датчиков высоких динамических давлений газа.

На защиту выносятся следующие основные положения, определяющие научное значение работы и новизну.

1. Закономерности формирования коррозионно-механических свойств и возможности существенного повышения стойкости против коррозионного растрескивания среднеуглеродистых Cr-Mn аустенитных сталей с разной концентрацией хрома и дополнительно легированных азотом.

2. Результаты систематического исследования сопротивления коррозионному растрескиванию и определения оптимального состава нового класса малоуглеродистых Cr-Mn аустенитных сталей с повышенной концентрацией азота, а также изучение их технологических особенностей применительно к производству высокопрочных бандажных колец мощных турбогенераторов.

3. Результаты изучения процессов распада аустенита в среднеуглеродистых и высокоазотистых Cr-Mn аустенитных сталях и их влияния на свойства и сопротивление коррозионному растрескиванию.

4. Закономерности мартенситного превращения и формирования высокопрочного состояния при пластической деформации (включая большие степени до 90-95%) и последующем старении Cr-Ni и Cr-Mn нержавеющей

аустенитных сталей, а также их комплексного упрочнения при обратном превращении мартенсита деформации в аустенит.

5. Эффекты упруго-пластической деформации и закономерности температурной зависимости механических свойств и низкотемпературной ползучести Cr-Mn и Cr-Ni аустенитных сталей после различных упрочняющих обработок.

Практическая ценность работы. Установлены интервалы концентраций легирующих элементов и предпочтительное содержание N и C, при которых Cr-Mn аустенитные стали, выплавляемые в обычных условиях без противодействия азота, имеют высокое сопротивление коррозионному растрескиванию даже при охлаждении от температуры аустенитизации с малыми, характерными для массивных бандажных заготовок скоростями, и рекомендована их дополнительная обработка для измельчения зерна. Результаты исследований внедрены на ПО "Уралмаш" при изготовлении опытных, а затем - промышленных партий заготовок бандажных колец, качество которых не уступает производимым в других странах для всех типов используемых турбогенераторов. Суммарный экономический эффект от внедрения на ПО "Уралмаш" технологии производства заготовок бандажных колец из коррозионноустойчивой стали составляет 643719 рублей в год (в ценах 1985 года).

На основе исследования закономерностей упрочнения при пластической деформации, сопровождающейся мартенситным превращением, и последующем старении, а также при обратном превращении мартенсита деформации в аустенит создана технология производства прутков нержавеющей стали типа X18NiCr, имеющих прочность около 2000 Н/мм² и необходимый комплекс служебных свойств для мембран датчиков высокого импульсного давления газа. Общий фактический годовой экономический эффект от внедрения разработки и поставки проката составил 500000 рублей (в ценах 1990 года).

Научные результаты работы могут быть использованы для развития теории коррозионного растрескивания и упрочнения аустенитных сталей.

Апробация работы. Основные результаты диссертации были доложены и обсуждены на Всесоюзной научно-технической конференции (НТК) "Надежность и долговечность металлических материалов для машиностроения и приборостроения" (Ленинград, 1972); 2-м Всесоюзном совещании по механизму и кинетике мартенситных превращений (Київ, 1973); 3-м Всесоюзном совещании по метастабильным состояниям в сплавах

(Тбилиси, 1973); Всесоюзной конференции "Структурный механизм фазовых превращений в сплавах" (Москва, 1974); Всесоюзной НТК "Современные методы упрочнения стали" (Златоуст, 1975); Всесоюзном научно-техническом совещании (НТС) "Опыт внедрения и перспективы развития новых материалов и прогрессивной технологии при производстве оборудования атомных и тепловых электростанций" (Москва, 1976); 5-й Уральской школе металлургов-термистов (Киров, 1977); НТК "Металловедческие резервы повышения качества металлопродукции" (Челябинск, 1981); 4-й Всесоюзной НТК по текстурам и рекристаллизации в металлах и сплавах (Горький, 1983); 11, 12 и 13-й Всесоюзных НТК по тепловой микроскопии "Структура и прочность материалов в широком диапазоне температур" (Москва, 1984, 1986, Каунас, 1989); 3-м Всесоюзном симпозиуме "Стали и сплавы криогенной техники" (Киев, 1986); 5-м Всесоюзном НТС "Фундаментальные проблемы старения. Разработка новых классов стареющих сплавов" (Свердловск, 1989); 1 и 2-й Всесоюзных НТК по высокоавоитистым сталям (Киев, 1990, 1992); 5-м Всесоюзном НТС "Структура и свойства немагнитных сталей" (Свердловск, 1991); 2-й Международной конференции по высокоавоитистым сталям "HNS-90" (Аахен, Германия, 1990).

Публикация. По теме диссертации опубликована 31 статья и получено 3 авторских свидетельства на изобретения.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы, включающем 363 наименования, и 6 приложений; содержит 260 страниц машинописного текста, 29 таблиц, 159 рисунков.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Разработка немагнитной стали с повышенной стойкостью против КР для бандажных колец роторов турбогенераторов

Одним из основных направлений предотвращения коррозионного растрескивания является создание стойкого против него материала. Бандажные кольца, относящиеся к числу наиболее напряженных частей турбогенераторов, должны также иметь и высокий комплекс механических свойств ($\sigma_{0,2}$ материала бандажного кольца самого крупного современного турбогенератора мощностью 1200 МВт должен быть не менее

1075 Н/мм² при относительном удлинении не менее 16%), высокую вязкость разрушения, не слишком низкий коэффициент линейного расширения, что должно сочетаться с их немагнитностью.

На основе аналитического обзора при разработке стойкой против коррозионного растрескивания высокопрочной аустенитной стали были выбраны следующие направления решения данной проблемы: а) установление закономерностей формирования и возможности существенного повышения сопротивления КР среднеуглеродистых Cr-Mn сталей за счет увеличения концентрации хрома и дополнительного легирования никелем, молибденом и азотом, а также понижения содержания серы до 0,002-0,004%; б) комплексные исследования влияния легирующих элементов на сопротивление КР и определение оптимального состава малоуглеродистых Cr-Mn сталей с повышенной концентрацией азота, а также изучение их технологических особенностей применительно к производству высокопрочных бандажных заготовок. При этом для увеличения растворимости азота в стали с 18% Mn необходимо существенно повысить содержание хрома. Фактически это направление предполагало создание высокоазотистых Cr-Mn аустенитных сталей, из которых в начале 80-х годов предприятия фирм "Krupp-Klockner" и "Japan Steel Works" начали производить бандажные заготовки с высоким требованием по прочности ($\sigma_{0,2} \geq 1150$ Н/мм²) и стойкости против коррозионного растрескивания, для чего ими была разработана новейшая технология и сконструирована установка для электрошлакового переплава под давлением азота, позволяющая получать слитки массой 14 и 20 т. С учетом производственных возможностей "Уралмаша", единственного в СНГ изготовителя крупных бандажных колец, нами выбрано иное направление получения качественных заготовок из высокоазотистой аустенитной стали с повышенной стойкостью против КР без использования выплавки или электрошлакового переплава под давлением азота.

Исследовали стали, выплавленные в обычных условиях в 60-килограммовой индукционной печи, слитки которых гомогенизировали и проковывали на прутки. Испытания на КР проводили по специально разработанной методике в 20 %-ном водном растворе NaCl при комнатной температуре, отличающуюся пониженным разбросом значений времени до разрушения и устраняющую произвольность выбора испытательных напряжений. В некоторых случаях использовали стандартную методику испытаний в дистиллированной воде при температуре 80-90°C. Результаты

испытаний по двум методикам хорошо совпадали.

Установлено, что стойкость против коррозионного растрескивания упрочненных после заковки среднеуглеродистых аустенитных сталей с 0,5% углерода и 13-20% марганца зависит, главным образом, от содержания хрома. При его увеличении до 13-14% она падает, а затем при повышении концентрации хрома до 17-18% скачкообразно возрастает (рис.1, кривая 1). Низкое сопротивление КР сталей с 13% Cr не изменяется при их легировании азотом, никелем и молибденом. Анализ коррозионного растрескивания Cr-Mn аустенитных сталей свидетельствует о том, что, когда концентрация легирующих элементов такова, что электрохимический потенциал положителен, основной причиной растрескивания является выделение по границам зерен избыточных фаз. При этом важное значение имеет тип выделяющихся фаз. Отсюда, высокая стойкость против КР сталей с 17-18% Cr обусловлена тем, что начало распада аустенита в них, протекающего в температурном интервале 500-950°C, сдвигается в область больших выдержек и при быстром ох-

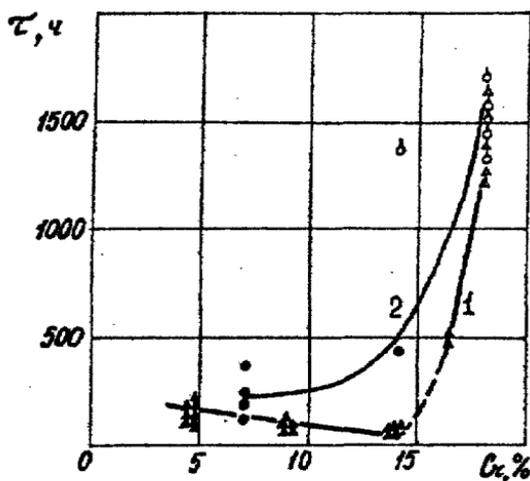


Рис.1. Влияние хрома на сопротивление коррозионному растрескиванию Cr-Mn аустенитных сталей, содержащих 0,5% углерода (1) или азот (2).

1-закалка от 1150°C; 2-охлаждение на воздухе от 1150°C

▲ ● -образцы разрушились; ▲ δ-образцы сняты с испытаний без разрушения

лаждении от температуры аустенитизации выделение карбонитридов по границам зерен не происходит. Добавление в такую сталь азота в количестве 0,4% смещает С-образную кривую начала выделения карбонитридов в область меньших выдержек, однако при закалке они не успевают образоваться и сталь сохраняет высокое сопротивление КР.

Закаленные стали, имеющие высокое сопротивление коррозионному растрескиванию (50X18A40Г20НМ и 50X18A40Г19НЗМ), после упрочнения при холодной деформации до уровня $\sigma_{0.2}=1200 \text{ Н/мм}^2$ сохраняют достаточно хорошую пластичность ($\delta=20\%$) и аустенитную структуру. При этом уровень энергии ДУ аустенита в этих сталях оказывается таким, что при деформации в них получает существенное развитие микродвойникование. В тех сталях, в которых при деформации микродвойникование протекает в меньшей степени (например 50X18Г19Н4М), пластичность после упрочнения до предела текучести 1200 Н/мм^2 оказывается низкой ($\delta=7\%$).

Механические свойства и особенно сопротивление коррозионному растрескиванию $\sigma_T\text{-}M_p$ аустенитных сталей, содержащих углерод, в сильной мере зависят от времени пребывания в температурном интервале $500\text{--}950^\circ\text{C}$ и, следовательно, от скорости охлаждения после аустенитизации. Охлаждение со скоростями 1–3 К/с, соответствующими скорости охлаждения подповерхностных слоев бандажных колец толщиной около 150 мм, закаливаемых после аустенитизации в воде, приводит к катастрофическому падению стойкости против КР – время до разрушения сталей с 18% Cr уменьшается в тысячи раз по сравнению с закаленным состоянием. Коррозионное растрескивание после медленного охлаждения протекает исключительно по границам зерен аустенита и разрушение образцов происходит хрупко по всему сечению. В области коррозионного растрескивания на всех границах зерен обнаруживается значительное количество карбонитридов $M_{23}(C,N)_6$ и их присутствие обуславливает, во-первых, образование вокруг выделившихся частиц зон сильно обедненного хромом аустенита, во-вторых – гальванической пары карбонитрид-матрица, что приводит к ускоренному продвижению коррозионной трещины. Охлаждение от температуры аустенитизации со скоростями 1–3 К/с сопровождается также снижением относительного сужения и ухудшением упрочняемости сталей.

Замена углерода на азот существенно уменьшает ту критическую скорость охлаждения, ниже которой протекает распад аустенита и про-

исходит резкая интенсификация коррозионного растрескивания. Так при уменьшении концентрации углерода до 0,23 % в азотсодержащей стали 25X18A45Г19НМ начало распада аустенита смещается в область больших выдержек по сравнению с аналогичной сталью 50X18A40Г19НЗМ, содержащей 0,51% С. Хотя при замедленном охлаждении этой стали со скоростью 3 К/с некоторые участки границ зерен оказываются частично поражены выделениями, это не приводит к заметному уменьшению стойкости против КР. Дальнейшее уменьшение концентрации углерода до 0,21 и 0,13% в сталях 20X18A50Г20 и 15X18A45Г19, не содержащих Ni и Mo, не вызывает дополнительного изменения диаграммы распада аустенита и стойкости против КР по сравнению со сталью 25X18A45Г19НМ. Однако стали с 0,15–0,25% С при концентрациях азота менее 0,40% оказываются подверженными коррозионному растрескиванию после замедленного охлаждения от температуры аустенитизации.

Сопротивление коррозионному растрескиванию азотсодержащих сплавов железа с 18–20% Mn непрерывно увеличивается с ростом концентрации хрома и наиболее резко при увеличении его содержания от 13–14 до 17–18% (рис.1, кривая 2). Замена углерода (0,5%) на такое же количество азота в сталях, содержащих по 18–19% Mn и Cr, увеличивает инкубационный период выделения избыточных фаз, что обеспечивает высокую стойкость против КР как после быстрого, так и замедленного охлаждения от температуры аустенитизации. В отличие от среднеуглеродистых, в этих азотсодержащих сталях распад аустенита может происходить лишь при провоцирующем отжиге в температурном интервале 550–950°C с образованием частиц $Cr_2(N,C)$, рост которых, ввиду меньшей диффузионной подвижности атомов азота, протекает с меньшей скоростью, чем карбонитридов $Cr_{23}(C,N)_6$ и они в меньшей степени обедняют твердый раствор хромом. При увеличении концентрации азота от 0,5–0,6 до 0,7–0,8% время до начала образования частиц $Cr_2(N,C)$ уменьшается и при замедленном охлаждении от температуры аустенитизации на воздухе происходит их незначительное выделение на границах зерен. Однако при этом обеднение хромом приграничных областей оказывается не столь существенным и стойкость против коррозионного растрескивания остается на высоком уровне.

Кроме выделения нитридов Cr_2N на границах зерен в азотсодержащих сталях с увеличением длительности выдержки протекает прерывистый распад аустенита с образованием колоний, растущих в глубь зе-

рен, состоящих из кристаллов нитрида, разделенных участками аустенита, обедненными хромом. При этом, наряду с прерывистым, получает также некоторое развитие непрерывный распад аустенита. С увеличением концентрации азота прерывистый распад протекает полнее, монотонно снижая пластичность и ударную вязкость. Не только выделение нитридов на границах зерен, но и незначительный прерывистый распад (менее 5%) не приводят к заметному ухудшению сопротивления коррозионному растрескиванию. Лишь существенное развитие прерывистого распада аустенита после длительных выдержек в интервале 750–800°C катастрофически уменьшает стойкость против КР, приводя к хрупкому разрушению. При этом степень зернограницного хрупкого разрушения высокоазотистых сталей меньше, чем в углеродсодержащих и разрушение, протекающее по границам, переходит в тело зерен, распространяясь по продуктам прерывистого распада.

В азотсодержащих сталях с 18–19% Cr, обладающих высокой стойкостью против КР, уменьшение концентрации Mn ниже 18% нецелесообразно в связи с понижением упрочняемости, а увеличение его содержания до 22% не снижает коэффициент упрочнения и сопротивление коррозионному растрескиванию. Стали 08X19A75Г22М и 05X18A80Г22 имеют столь же высокую стойкость против КР, как и 08X18A55Г18, 08X19A70Г19. Увеличение концентрации марганца до 30% (07X18A55Г30М) приводит к выделению частиц σ -фазы при замедленном охлаждении и коррозионному растрескиванию. Кроме того, с увеличением содержания марганца выше 26% ухудшается горячая деформируемость сталей.

Количественная, статистически достоверная, информация о параметрах дислокационной и двойниковой структуры и их эволюции с увеличением степени холодной деформации высокоазотистых Cr-Mn аустенитных сталей была получена электронномикроскопическим и рентгеноструктурным (ГАФМЛ) методами. Установлено, что, чем выше концентрация азота в Cr-Mn аустенитных сталях, тем при меньшей степени холодной деформации начинается микродвойникование преимущественно по одной системе плоскостей $\{111\}$. Возникающие деформационные двойники разбивают аустенитное зерно на прослойки со средней толщиной 17,5–18 нм, границы которых являются эффективными препятствиями для дислокаций. С увеличением степени деформации до 25% происходит уменьшение толщины двойниковых прослоек до 12,5–15 нм и их перерезание двойниками второй системы плоскостей $\{111\}$. При растяжении

со степенями 50% и более вклад двойникования уменьшается и деформация осуществляется преимущественно скольжением, что приводит к значительному увеличению микроскажений вдоль направления $\langle 110 \rangle$.

Упрочняемость изученных аустенитных сталей, содержащих по 18–19% Mn и Cr, и степень деформации $\epsilon_{кр}$, необходимая для достижения предела текучести 1200 Н/мм^2 , определяются при прочих равных условиях суммарной концентрацией примесей внедрения. При этом, чем выше концентрация азота и ниже углерода, тем меньше $\epsilon_{кр}$. Пластическая деформация при 500°C , реализующаяся обычным дислокационным скольжением, упрочняет высокоазотистые Cr–Mn аустенитные стали также интенсивно, как и холодная деформация, развивающаяся дополнительно микродвойникованием. Однако при 500°C в большей мере снижается относительное удлинение с увеличением степени деформации, что обусловлено меньшим вкладом в пластичность микродвойникования в процессе последующих испытаний при комнатной температуре и возникновением областей ближнего упорядочения атомов N, C и Cr, не оказывающих заметного влияния на сопротивление КР.

Таким образом, установлены интервалы концентраций легирующих элементов (18–19% Cr, 18–22% Mn, $>0,40\%$ N и $\leq 0,20\text{--}0,25\%$ C), при которых стали имеют высокую стойкость против коррозионного растрескивания как после быстрого, так и замедленного охлаждения от температуры аустенитизации и интенсивно упрочняются при деформации с сохранением хорошей пластичности ($\delta \geq 18\text{--}20\%$), вязкости разрушения и аустенитной структуры с низкой магнитной проницаемостью после достижения высокопрочного состояния ($\sigma_{0,2} = 1000\text{--}1200 \text{ Н/мм}^2$), что удовлетворяет жесткому комплексу требований к бандажным кольцам.

Горячая пластичность и измельчение зерна высокоазотистых Cr–Mn аустенитных сталей с повышенным сопротивлением коррозионному растрескиванию

С целью оптимизации температурно-деформационных параметровковки и состава стали проведены высокотемпературные испытания на растяжение и кручение лабораторных плавок с различным содержанием азота и углерода.

Установлено, что для получения качественной бандажной заготовки без значительных дефектов поверхности температура концаковки

поковок из высокоазотистой Cr-Mn стали не должна быть ниже 1050°C. Возможный распад аустенита при более низких температурах сопровождается снижением пластичности. Уменьшение сопротивления деформации и увеличение пластичности наиболее интенсивно происходит до температур 1100-1150°C. При более высоких температурах прочностные свойства монотонно уменьшаются, а свойства пластичности могут как интенсивно возрастать при высокой концентрации азота, так и снижаться при уменьшении его содержания в стали, что определяется конкуренцией динамической, собирательной рекристаллизации и порообразования. В температурной области высокой горячей пластичности азотсодержащих Cr-Mn аустенитных сталей с увеличением скорости деформации кручением наряду с возрастанием сопротивления деформированию происходит увеличение пластичности.

Как показали результаты исследования горячей пластичности высокоазотистые аустенитные стали требуют повышения температуры нагрева на всех этапах обработки давлением по сравнению со среднеуглеродистыми. Высокие температуры обработки давлением приводят к получению весьма крупного зерна аустенита. Не ухудшая механических свойств при растяжении, крупное зерно затрудняет ультразвуковой контроль бандажных заготовок, снижая его чувствительность, и поэтому является нежелательным. Для измельчения зерна и создания однородной зеренной структуры рекомендована дополнительная обработка бандажных заготовок из высокоазотистой стали, включающая холодную или "теплую" при 500°C деформацию со степенями более 20% и последующий рекристаллизационный отжиг при 1030-1050°C. Рекристаллизационный отжиг при более низкой температуре 950-1000°C, не давая особых преимуществ в отношении измельчения зерна, приводит к выделению нитридов на границах зерен. Дополнительное измельчение зерна при рекристаллизационном отжиге в температурном интервале 1000-1050°C достигается, если предварительной пластической деформации предшествует прерывистый распад аустенита. Положительное влияние прерывистого распада может быть усилено при увеличении его степени. Растворение же продуктов прерывистого распада в недеформированной высокоазотистой стали, происходящее путем обратного перемещения границы ячейка-матрица, лишь восстанавливает исходную зеренную структуру.

Производственное опробование на опытных и опытно-промышленных заготовках из высокоазотистой стали 10X18A55Г18-Ш, выплавляемой без

противодавления, подтвердило, что разработанная технология, включающая рекристаллизационный отжиг при 1030-1040°C после предварительной холодной деформации гидравлическим растяжением или "теплого" при 500°C наклепа, обеспечивает возможность изготовления высококачественных бандажных колес для всех типов используемых в стране турбогенераторов, включая мощность 800 и 1000 МВт, заготовки которых ранее в СССР не производились. Результаты статочных испытаний и контроля промышленных бандажных колес, изготовленных из слитков ЭШП высокоазотистой стали, по механическим и физическим свойствам, вязкости разрушения, стойкости против КР, величине зерна и ультразвуковой дефектоскопии показали, что их качество полностью отвечает требованиям согласованных технических условий и не уступает импортным, производимым в Германии или Японии.

Показано, что в высокоазотистых Ст-Мп аустенитных сталях в отличие от среднеуглеродистых уже при незначительном повышении температуры выше комнатной происходит заметное уменьшение прочностных характеристик, что облегчает их деформацию при упрочнении бандажных заготовок гидрорастяжением, для чего рабочую жидкость разогревают

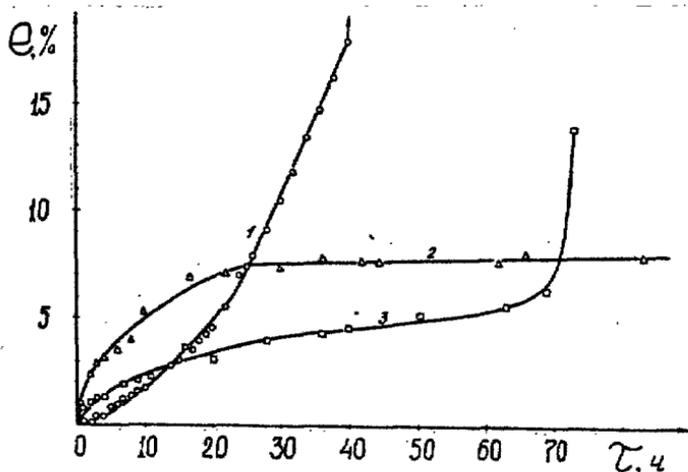


Рис.2. Низкотемпературная ползучесть стали 08X18A55Г18, подвергнутой деформации на 35-40% при комнатной температуре
 1- $T_{II}=20^{\circ}\text{C}$, $P=17300\text{ Н}$; 2- $T_{II}=20^{\circ}\text{C}$, $\sigma=1200\text{ Н/мм}^2$;
 3- $T_{II}=100^{\circ}\text{C}$, $\sigma=1100\text{ Н/мм}^2$

до 60°C. В то же время этот факт необходимо учитывать при эксплуатации бандажных колец, как и то, что в области рабочих для бандажных колец температур (20-100°C) протекает ползучесть упрочненной высоковольтистой Cr-Mn аустенитной стали, развивающаяся при напряжениях меньших предела текучести (рис.2). При определенных условиях могут наблюдаться все три стадии ползучести, заканчивающиеся разрушением (рис.2, кривая 3). Предполагается, что низкотемпературная ползучесть упрочненного деформацией аустенита связана с термически активированным поперечным скольжением расщепленных винтовых дислокаций, на которое неодинаково влияют примесные атомы азота и углерода.

Перспективные направления совершенствования состава стали и способов упрочнения бандажных колец

Дальнейшее развитие и совершенствование состава стали с высоким сопротивлением коррозионному растрескиванию для бандажных колец турбогенераторов определяется формированием предела текучести выше 1200 Н/мм² и уменьшением необходимой степени деформации при упрочнении заготовок на столь высокий уровень.

Оставаясь в рамках существующей технологии, установили, что перспективной в этом направлении является сталь 07X18A75Г18Ф, легированная 1% ванадия, который повышает растворимость азота при открытой выплавке и, как известно [1*], способствует получению мелкозернистой структуры даже после нагревов до 1250°C. Применение такой стали позволит исключить дополнительную деформацию с последующим рекристаллизационным отжигом при изготовлении бандажных заготовок, а при их упрочнении до предела текучести выше 1200 Н/мм² потребуются меньшая степень холодной деформации, чем для аналогичной стали без ванадия, при сохранении немагнитности, хорошей пластичности, ударной вязкости и стойкости против коррозионного растрескивания.

Существенный прирост прочностных свойств на 190 Н/мм² достигается при старении стали 07X18A75Г18Ф за счет выделения по механизму непрерывного распада нитридов VN в γ -матрице и, протекающего в меньшей мере, чем в аналогичных сталях без ванадия, прерывистого распада и выделения частиц VN по границам зерен. Влияние ванадия на прерывистый распад сводится к двум эффектам, каждый из которых

уменьшает его скорость. Для образования нитридов ванадия забирает из твердого раствора азот и тем самым уменьшает термодинамический стимул прерывистого распада аустенита на клонии нитридов, разделенных участками γ -фазы, обедненными хромом. С другой стороны, выкашивание при старении дисперсные частицы VN оказывает препятствия для перемещения межфазных границ, что также уменьшает скорость прерывистого распада. Предел текучести 1200 Н/мм^2 с сохранением требуемых для бандажей пластичности ($\delta=24\%$, $\psi=37\%$) создается в состаренной стали после холодной деформации всего лишь на 8-10%. Сопротивление коррозионному растрескиванию состаренной стали 07X18A75Г18Ф также остается на высоком уровне за счет подавления прерывистого распада аустенита. Однако ударная вязкость состаренной стали уменьшается в 7 раз по отношению к аустенитизированному состоянию, и уже после испытаний при комнатной температуре в изломе образцов наряду с вязким встречается интеркристаллитный тип разрушения. Отсюда следует, что использование высокоазотистой стали с 1% ванадия для изготовления бандажных колец представляется перспективным лишь в варианте без старения.

Другим направлением уменьшения степени деформации для получения более прочных бандажных заготовок с пределом текучести выше 1200 Н/мм^2 является понижение температуры деформирования ниже комнатной. Разработан способ обработки бандажных сталей при отрицательных температурах в интервале интенсивного микродвойникования выше температуры начала образования мартенсита деформации, вызывающий увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию за счет уменьшения необходимой степени деформации по сравнению с упрочнением при нормальной температуре на одинаковый уровень прочности.

Изучено также влияние высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на сопротивление коррозионному растрескиванию среднеуглеродистой и высокоазотистой Cr-Mn аустенитных сталей. Установлено, что ВТМО с последующей холодной деформацией повышает стойкость против КР среднеуглеродистой аустенитной стали в 1,7-3 раза по сравнению с закалкой и холодной деформацией на тот же высокий уровень прочности. Кроме того, ВТМО устраняет отрицательное влияние старения на стойкость против КР, что обусловлено снижением локализации на границах зерен охрупчивающей карбидной фазы и сменой характера разрушения с хрупкого зернограничного на смешанный. По-

верхность же разрушения после испытания на КР высоковольтистой аустенитной стали имеет смешанный характер даже после старения. ВТМО, проводимое перед старением, практически полностью устраняет хрупкое зернограничное разрушение высоковольтистой Ст-Мп аустенитной стали и увеличивает напряжения, при которых происходит коррозионное растрескивание.

Формирование коррозионно-механических свойств и структуры при деформации ниже температуры M_d и старении нержавеющих аустенитных сталей

Среди известных механизмов упрочнения в стабильных высоковольтистых аустенитных сталях реализуется твердорастворное и деформационное упрочнение, которое в определенной мере усиливается растворенными атомами азота, а также упрочнение, обусловленное выделением дисперсных частиц при старении. Иной, мощный механизм упрочнения в варианте, когда пластическая деформация сочетается с мартенситным превращением, может быть реализован в метастабильных аустенитных сталях.

Изучены коррозионно-механические свойства и структура после холодной пластической деформации (включая большие степени до 90-95%) в широком интервале температур и последующего старения нержавеющих сталей на Ст-Ni и Ст-Mn основах с малой концентрацией примесей внедрения, а также содержащих 0,3% углерода или азота. Показано, что особенности формирования механических свойств нержавеющих метастабильных аустенитных сталей при пластической деформации, сопровождающейся мартенситным превращением, обусловлены суперпозицией различных факторов. Упрочнение в области отрицательных температур, лежащих значительно ниже температуры M_d , в основном связано с протеканием $\gamma \rightarrow \epsilon$, α превращений, начинающихся уже при малых степенях деформации и осуществляющихся за счет сдвиговых процессов. При этом существует прямая зависимость между уровнем упрочнения и объемной долей α -мартенсита, возникающего в полосах ϵ -фазы. Получено уравнение, описывающее кинетику образования мартенситных продуктов, справедливое при деформациях более 1%:

$$\frac{\tau_{\epsilon}}{\tau - \tau_{\epsilon}} = A e^{\alpha} \quad (1)$$

где полное количество ε -фазы, возникшей при деформации $f_{\varepsilon} = f_{\varepsilon}^0 + f_{\alpha}$, а f_{ε}^0 и f_{α} - объемные доли ε и α -фаз, обнаруживаемые после некоторой деформации ε . Определенный по экспериментальным данным для сталей 08X18H10T и 03X18H12 параметр n оказался не зависящим от температуры и равен 1.51. Коэффициент A в исследованном интервале температур $-30 \dots -90^{\circ}\text{C}$ интенсивно увеличивается с понижением температуры T и представляется уравнением:

$$A = A_0 \exp(U/RT), \quad (2)$$

здесь $U \approx 1.2 \times 10^3 \frac{\text{Дж}}{\text{МОЛЬ}}$ и $A_0 = 8,128 \times 10^{-5}$. Определенный вклад в упрочнение при деформации в области отрицательных температур вносит также деформационное упрочнение аустенита и образовавшегося мартенсита.

Деформация при комнатной температуре на начальных этапах связана лишь с деформационным упрочнением аустенита, а затем при сравнительно больших степенях деформации происходит формирование дисперсного α -мартенсита, что приводит к дополнительному упрочнению. Интенсивность упрочнения, когда происходит существенное увеличение объемной доли мартенсита вблизи температуры M_d , меньше, чем при его образовании с меньшими степенями деформации в нижней области температурного интервала $M_H - M_d$. Однако и после больших обжатий вблизи M_d достигается такой же уровень прочности как при деформациях с меньшими степенями при отрицательных температурах. Достижимое после деформации с большими обжатиями при комнатной температуре высокопрочное состояние нержавеющей сталей обусловлено дисперсной структурой деформации и превращения аустенита, характеризующейся высокой плотностью дислокаций, наличием ДУ и микродвойников, а также неоднородным образованием дисперсного α -мартенсита и возникновением сильной текстуры.

Показано, что образование мартенсита при деформации Cr-Ni и Cr-Mn аустенитных сталей как в нижней, так и в верхней области температурного интервала $M_H - M_d$, наряду со значительным увеличением прочностных характеристик, приводит к существенному уменьшению относительного удлинения и ударной вязкости, которые после достижения предела текучести 1200 Н/мм^2 оказываются ниже, чем у аустенитных высокоазотистых Cr-Mn сталей, упрочнение которых при холодной деформации не сопровождается мартенситным превращением. При этом пластическая деформация сталей типа X18H10T, сопровождающаяся обра-

зованием мартенсита, незначительно уменьшает коррозионную стойкость по сравнению с деформированным на ту же степень аустенитом, а скорость коррозии в том и другом случае оказывается меньше допустимой по ГОСТ 6032-84 (метод ДУ).

Старение нержавеющей стали, содержащих мартенсит деформации, увеличивая прочностные характеристики на 150-200 и 500-700 Н/мм² после деформации в верхней и нижней части температурного интервала $M_N - M_d$ соответственно, вызывает некоторое снижение относительного сужения. Коррозионная стойкость при этом незначительно уменьшается у стали 08X18N12 и падает ниже допустимых значений у сталей с большей концентрацией углерода (08X18N10T и 10X17N13M2T). Прирост прочностных характеристик при старении тем выше, чем больше образовалось мартенсита при деформации, а при равных количествах мартенсита - чем большей оказалась деформация для получения заданного количества мартенсита. Основной вклад в упрочнение при старении, как установлено методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и внутреннего трения, вносит расслоение мартенсита на обедненные и обогащенные хромом зоны, а также выделение дисперсных карбидов и эффект деформационного старения с закреплением дислокаций примесными атомами. Не уменьшая существенно ударную вязкость, старение меняет характер разрушения - наряду с вязким по телу зерен, разрушение происходит и по границам, на которых выделились карбиды.

На основе анализа выявленных закономерностей для изготовления мембран и корпусов датчиков высоких импульсных давлений газа выбрана сталь 08X18N9T промышленной выплавки с пониженной концентрацией никеля для облегчения образования мартенсита при пластической деформации и разработаны режимы упрочнения, позволяющие получать в прутках диаметром 11 и 15 мм прочность порядка 2000 Н/мм². Прокатку прутков на конечный диаметр осуществляли при 20 или -196° с вытяжками 2,3 ($\epsilon=40-45\%$) и 3,6 ($\epsilon=70-75\%$), что привело к образованию от 20 до 60% α -мартенсита. При последующем четырехчасовом старении при 450°C в стали, деформированной при 20 или -196°C на 70-75 и 40-45% соответственно, был достигнут необходимый уровень прочности 1800-2000 Н/мм². Мембраны, изготовленные из таких прутков, хорошо сваривались, в достаточной степени сопротивлялись газовой коррозии и многократно выдерживали импульсные давления газа до 600 МПа в замк-

нудом объеме, что соответствовало растягивающим напряжениям 1500–1600 Н/мм², без следов пластической деформации и трещин. Положительные результаты при испытаниях получены и тогда, когда после старения на 450°C образцы стали с вытяжкой 3,6 подвергнуты 4-часовой выдержке при 500°C. В этом случае содержание мартенсита уменьшается с 55–60 до 40–45%, а прочностные свойства оказываются лишь чуть ниже, чем после однократного старения при 450°C. Такой нагрев состаренной холоднодеформированной стали до температуры A_D приводит к большей релаксации пиковых напряжений, но эффект фазового наклепа при частичном $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении и дисперсная ориентированная субструктура с закрепленными дислокациями сохраняют высокий уровень прочности.

Комбинированное упрочнение метастабильных аустенитных сталей при обратном превращении мартенсита деформации в аустенит

Разработана комбинированная обработка Cr-Ni и Cr-Mn аустенитных сталей, включающая холодную деформацию при температурах ниже M_D , старение мартенсита деформации и безрекристаллизационный нагрев до температуры A_K , которая создает более высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} = 710\text{--}875$ Н/мм², $\sigma_B = 890\text{--}950$ Н/мм²) при равных значениях пластичности ($\delta = 20\text{--}30\%$, $\psi = 60\text{--}75\%$) и коррозионной стойкости, чем только холодная деформация аустенита на такую же степень, не сопровождающаяся $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением.

По этой проблеме в различных нержавеющих аустенитных сталях изучали превращение мартенсита деформации в аустенит при различных скоростях нагрева V_H , а также в изотермических условиях, образование вторичных фаз и рекристаллизационную способность аустенита в зависимости от степени деформации и характера легирования.

Установлено, что превращение мартенсита деформации в аустенит в нержавеющих сталях как после малых, так и больших обжатий получает значительное развитие в изотермических условиях протекает кристаллографически упорядоченным сдвиговым путем и существенно интенсифицирует выделение вторичных фаз (карбидов $M_{23}C_6$, TiC и σ -фазы), осаждающихся преимущественно на межфазных границах. Температура конца обратного превращения мартенсита деформации в аустенит A_K находится в экстремальной зависимости от скорости нагрева (рис.3).

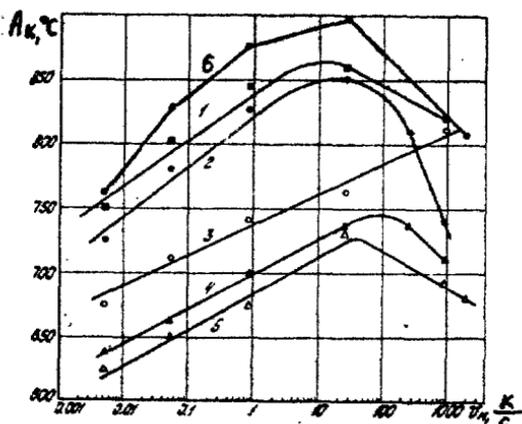


Рис.3. Зависимость температуры конца обратного превращения мартенсита деформации в аустенит от скорости нагрева.

1 и 6-стали 10X17H13M2T и 30X19H9M6B соответственно ($T_D = -196^\circ\text{C}$, $\epsilon = 25-30\%$); 2 и 3-12X18H12T ($T_D = -100^\circ\text{C}$, $\epsilon = 25-30\%$ и $T_D = 20^\circ\text{C}$, $\epsilon = 90-95\%$ соответственно); 4 и 5-03X18H12 ($T_D = -100^\circ\text{C}$, $\epsilon = 25-30\%$ и $T_D = 20^\circ\text{C}$, $\epsilon = 90-95\%$ соответственно)

При высоком положении температуры конца обратного превращения или больших степенях деформации максимум на кривой $A_k = f(V_n)$ может смещаться в сторону более высоких скоростей нагрева. Восходящий участок кривой обусловлен протеканием диффузионно-контролируемого сдвигового превращения, сопровождающегося выделением избыточных фаз, а ниспадающий - ослаблением эффекта перераспределения примесей внедрения на межфазной поверхности, тормозящего обратное мартенситное превращение. С увеличением степени деформации A_k как при непрерывном нагреве, так и в изотермических условиях понижается, несмотря на ускорение диффузионных процессов, что, как предполагается, обусловлено более высоким уровнем остаточных упругих напряжений, способствующих завершению сдвигового превращения при более низкой температуре.

В зависимости от скорости нагрева и степени деформации процесс рекристаллизации может начинаться как после завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода, так и сопровождать его. После больших обжатий, вследствие сни-

жения A_k , необходимая для разделения процессов рекристаллизации и обратного $\alpha\text{-}\gamma$ превращения скорость нагрева может быть меньше, чем после средних степеней деформации. Когда рекристаллизация начинается, то протекает она интенсивно, приводит к исчезновению текстуры и существенному снижению прочности. Комплексное легирование сталей типа X18NiOT молибденом, вольфрамом и ниобием или одним молибденом, несмотря на повышение температуры A_k , увеличивает время до начала рекристаллизации при этой температуре и отдаляет ее от завершающей стадии обратного превращения.

Старение мартенсита деформации затрудняет $\alpha\text{-}\gamma$ превращение и наиболее существенно в нижней части температурного интервала $A_H - A_k$, где расслоение по хрому еще стабильно, что уменьшает скорость $\alpha\text{-}\gamma$ перехода и увеличивает количество непревращенного мартенсита. При более высоких температурах нагрева различие в полноте $\alpha\text{-}\gamma$ перехода хотя и невелико, но более устойчиво сохраняется в сталях, легированных Mo, W и Nb. Предварительное старение мартенсита, повышая температуру A_k , поднимает и температурный порог начала рекристаллизации и задерживает разупрочнение аустенита. После безрекристаллизационных нагревов, приводящих к завершению $\alpha\text{-}\gamma$ перехода, и закалки нержавеющей стали в случае предварительного старения мартенсита деформации имеют предел текучести на 70-90 Н/мм² выше, чем без старения, при практически равных значениях пластичности, ударной вязкости и скорости коррозии, которая оказывается почти такой же как и после гомогенизирующей обработки. Прочностные свойства после такой комбинированной обработки, включающей старение мартенсита деформации, получаются выше, чем после ВТМО при 900 и 1000°C или деформациях с такими же степенями при 600 и 20°C, не сопровождающихся $\gamma : \alpha$ перестройкой. Однако достигнутый уровень прочностных свойств после комбинированной обработки Cr-Ni и Cr-Mn аустенитных сталей, имеющих малую концентрацию примесей внедрения, оказывается ниже при близких значениях свойств пластичности и ударной вязкости, чем у холоднодеформированных на такую же степень, но при $T > M_d$ высокоуглеродистых Cr-Mn аустенитных сталей. В случае равных количеств примесей внедрения предел текучести в аустенитном состоянии у Cr-Ni углеродсодержащей стали 30X19Ni5Mo после комбинированной обработки получается также ниже, чем у Cr-Mn азотсодержащей стали 06X14A30Г20H4M, подвергнутой лишь холодной деформации на такую же степень.

Такой уровень свойств после комбинированной обработки нержавеющих сталей создается как за счет деформационного наклепа аустенита, так и в результате обратного превращения мартенсита деформации в аустенит кристаллографически упорядоченным сдвиговым путем и интенсификации выделения вторичных фаз. При этом создается характерная субструктура, когда "обращенный" аустенит в виде ячеек, имеющих высокую плотность дислокаций, формируется в полосы и в структуре присутствуют микродвойники и ДУ, а дисперсные выделения вторичных фаз осаждаются преимущественно на бывших границах раздела. После больших обжатий в верхней области температур $M_N - M_D$ в конце интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения происходит также образование глобулярного аустенита, сформированного в полосы. Старение мартенсита деформации способствует дополнительному закреплению дислокационной структуры сегрегациями хрома, а также примесями внедрения при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении.

Температурная зависимость механических свойств Cr-Ni и Cr-Mn аустенитных сталей

В последние годы в связи с созданием высокопрочных материалов, работающих при криогенных температурах, возник повышенный интерес к азотсодержащим сталям. Поэтому исследовали температурную зависимость механических свойств высокоазотистой Cr-Mn аустенитной стали, а также широко применяемых для этих целей Cr-Ni аустенитных сталей, подвергнутых различным упрочняющим обработкам.

Установлено, что в высокоазотистых Cr-Mn аустенитных сталях как в неупрочненном состоянии после аустенитизации, так и в упрочненном предварительным растяжением при 20 или -80°C до значений $\sigma_{0,2} = 1200 \text{ Н/мм}^2$ существует три температурных интервала, в которых степень изменения их прочностных свойств существенно различается и увеличивается с понижением температуры: 1. $100 - (-10 \dots -15)^\circ\text{C}$; 2. $(-10 \dots -15) - (-100 \dots -110)^\circ\text{C}$; 3. $(-100 \dots -110) - (-196)^\circ\text{C}$. При этом с понижением температуры испытания ниже 100°C дополнительно с дислокационным скольжением протекает микродвойникование, вызывающее увеличение прочностных характеристик и вносящее такой вклад в пластичность, что она практически не уменьшается до температуры -15°C . Дальнейшее понижение температуры приводит к большему развитию мик-

родвойникования и уменьшению степени деформации, с которой оно начинается. Хотя в температурной области от -10 до -110°C свойства пластичности немного уменьшаются по сравнению с комнатной температурой, но их значения остаются на довольно высоком уровне, что обусловлено действием ПНП-эффекта, вызванного микродвойникованием. Кроме того, после значительной деформации до разрыва стали 08X18A55Г18 при $-100\dots-110^{\circ}\text{C}$ в районе шейки появляется незначительное количество α -мартенсита.

Понижение температуры до -196°C приводит к резкому возрастанию предела текучести и столь же резкому снижению свойств пластичности в результате чего образцы удается растянуть до разрушения лишь на 4-6%. При такой деформации образуются микродвойники двух ориентировок, скопления нерасщепленных и расщепленных дислокаций, а также широкие параллельные ДУ. Подобная структура часто наблюдается в аустенитных сталях с низкой энергией ДУ и при иных температурах, то есть такой механизм деформации с образованием расщепленных дислокаций и ДУ не может являться основной причиной резкого изменения предела текучести и свойств пластичности. Увеличение степени изменения прочностных свойств высокоазотистых Cr-Mn аустенитных сталей при $-10\dots-15$ и $-100\dots-110^{\circ}\text{C}$, которое значительно выше, чем в углеродистом Fe-Cr-Ni и Fe-Mn аустените, связано с более сильным торможением дислокаций атомами азота, что экспериментально доказано В.Г. Гаверилком [2*], а также, как показано А.И. Уваровым [3*], фазовыми превращениями при этих температурах: переходом из парамагнитного в антиферромагнитное состояние при первой температуре (точка Нееля) и ГЦК \rightarrow ГЦТ перестройкой в антиферромагнитном состоянии при второй. Хрупкость высокоазотистых Cr-Mn аустенитных сталей при -196°C также обусловлена превращением в антиферромагнитном состоянии как это наблюдалось ранее в Fe-Mn и Fe-Mn-C сплавах [4*].

В отличие от высокоазотистых Cr-Mn аустенитных сталей в некоторых хромоникелевых температура начала мартенситного превращения при охлаждении M_n находится выше -196°C и на их кривой температурной зависимости предела текучести обнаруживается аномальный спад (рис.4). В этом случае, что особенно ярко выражено в сталях 08X18N12 и 08X18N10T, обычное повышение $\sigma_{0.2}$ аустенита с понижением температуры сменяется резким его падением в интервале температур $T'-M_n$, а дальнейший подъем ниже M_n связан с появлением в структуре

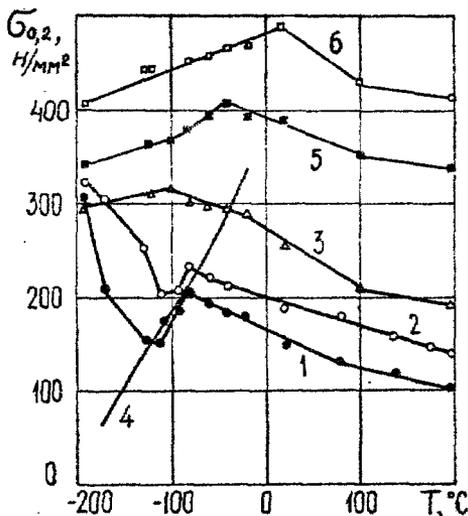


Рис.4. Температурная зависимость предела текучести нержавеющей сталей.

1-03X18H12; 2-08X18H10T; 3-12X18H12T; 4-03X18H12 (расчет);
5-12X18H12T (VTM при 1000°C); 6-12X18H12T (VTM + 650°C, 3000 ч.)

мартенсита охлаждения. У стали 12X18H12T, имеющей мартенситную точку несколько ниже -196°C , "провал" предела текучести вырождается в "плато", а у более стабильной 30X19H2MBE - не обнаруживается. Введение в стали типа X18H10T азота в количестве до 0,10% также приводит к вырождению "провала" $\sigma_{0,2}$ в связи с понижением M_H ниже -196° .

Кроме аномального падения $\sigma_{0,2}$ в сталях 03X18H12 и 08X18H10T при испытаниях на кручение в области $T-M_H$ выявляется спад критических напряжений начала пластической деформации. Показано, что эффект аномального "падения" предела текучести и спад начальных напряжений пластической деформации в температурном интервале $T-M_H$ обусловлен протеканием ГЦК - ГПУ ($\gamma - \epsilon$) мартенситного превращения в упругой области нагружения. Повышение скорости деформации при испытаниях, приводя к обычному повышению $\sigma_{0,2}$ при всех температурах, уменьшает величину его аномального падения.

Напряжения в упругой области выше M_H вызывают в нержавеющей

сталях изотермическое $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситное превращение, которое протекает тем интенсивнее, чем выше напряжения и ниже температура. Приложение напряжений ниже предела текучести позволяет в сталях типа X18Ni0T четко отделить стадию $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения от $\epsilon \rightarrow \alpha$, которые совмещаются при пластической деформации. Образование ϵ -фазы под воздействием упругих напряжений вызывает низкотемпературную ползучесть, при которой удлинение образцов пропорционально количеству фазы. Зависимость между количеством ϵ -фазы (f_ϵ) и удлинением e может быть описано уравнением:

$$f_\epsilon = 10,5 e. \quad (3)$$

Линейность связи f_ϵ и e нарушается при напряжениях выше предела текучести аустенита, когда получает развитие деформация скольжением. В этом случае справедливо выражение (1).

Кроме ползучести за счет прямого $\gamma \rightarrow \epsilon$ перехода в нержавеющих сталях типа X18Ni0T может происходить необратимое удлинение образцов при упругих напряжениях и в результате обратного $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращения. Так напряжения в упругой области при температуре 100°C , лежащей немного ниже $M_N^{\epsilon \rightarrow \gamma}$, вызывают ползучесть сталей, содержащих ϵ -фазу, полученную при упругих напряжениях в области отрицательных температур. Необратимое удлинение развивается в тем большей мере, чем больше присутствовало ϵ -фазы. Ползучесть при $\epsilon \rightarrow \gamma$ переходе развивается в меньшей степени, чем при $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращении. Если образцы, прошедшие один цикл $\gamma \rightarrow \epsilon$ переходов под действием упругих напряжений, подвергнуть дополнительным циклам испытаний, то ползучесть в них будет развиваться дальше. Однако с увеличением числа циклов упругого нагружения прирост необратимого удлинения затухает из-за фазового наклепа аустенита.

Резкое снижение критических напряжений начала пластической деформации в аустените нержавеющих сталей при температурах, близких к M_N , и низкотемпературная ползучесть являются общими для сплавов, претерпевающих ГЦК \rightarrow ГПУ превращение, и наблюдались другими исследователями в сплавах кобальта с 4-16% марганца, Co-32%Ni и в Fe-Mn сплавах. Нами развита теория этого эффекта, результаты расчета по которой близки к экспериментальным данным (рис.4, кривая 4).

Высокотемпературная термомеханическая обработка и старение с одной стороны подавляют низкотемпературную ползучесть, повышая напряжения образования ϵ -фазы, а с другой - усиливают "провал" предела

текучести и смещают его начало в область более высоких температур испытания (рис.4, кривые 5 и 6). Так, если после аустенитизации сталь 12X18H12T имеет максимальное значение $\sigma_{0,2}$ при -100°C и с понижением температуры до -196°C происходит его незначительное уменьшение всего лишь на 20 Н/мм^2 , то после ВТМО при 1000 или 900°C максимум кривой сказывается при более высоких температурах (-40 и -20°C соответственно), а "провал" увеличивается до 60 и 75 Н/мм^2 . При этом предел текучести, измеренный при -196°C , оказывается даже ниже, чем при температуре 100°C , которая находится выше M_d . Старение стали при 650 и 800°C , приводящее к изменению химического состава аустенита в связи с выделением карбидов и σ -фазы, иногда смещает максимальное значение $\sigma_{0,2}$ даже до комнатной температуры, существенно расширяя температурную область "провала" (рис.4, кривая 6). Комбинированная обработка, когда сталь имеет более высокий уровень прочностных свойств, чем после ВТМО и старения, подавляет вплоть до температуры -196°C $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение в упругой области нагружения и приводит к вырождению "провала" предела текучести. В то же время, если у стали 30X19H5M6B аномальное снижение $\sigma_{0,2}$ отсутствует после аустенитизирующей обработки, то оно выявляется после комбинированной (деформация $25-30\%$ при $-196^{\circ}\text{C} + 850^{\circ}\text{C}$, $0,5 \text{ ч.} +$ охлаждения в воде). В этом случае предел текучести при температуре -196°C оказывается почти равным, измеренному при комнатной (740 Н/мм^2), и на 100 Н/мм^2 меньше, чем при -100°C .

Влияние упрочняющих обработок на эффект падения $\sigma_{0,2}$ схематически можно представить смещением теоретической кривой изменения предела текучести σ_T^{Φ} , построенной для аустенитизированного состояния (рис.4, кривая 4 и рис.5, кривая 1), вверх к большим напряжениям с уменьшением ее наклона (рис.5, кривая 2). В этом случае для достижения необходимой деформации $0,2\%$, благодаря сдвигам при $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращении, потребуются более высокие напряжения, что обеспечивает упрочняющая обработка, а спад $\sigma_{0,2}$ окажется при более низких температурах и может вырождаться в "плато". Если считать, что упрочняющая обработка только повышает предел текучести при скольжении в аустените и не влияет на кинетику образования ϵ -фазы, то кривая $\sigma_T^{\text{СК}}$ сместится вверх к уровню больших напряжений (рис.5, кривая 5), а σ_T^{Φ} останется на месте, но начало кривой переместится из точки a в точку c (кривая 1). Тогда спад $\sigma_{0,2}$ усилится и будет начинаться при

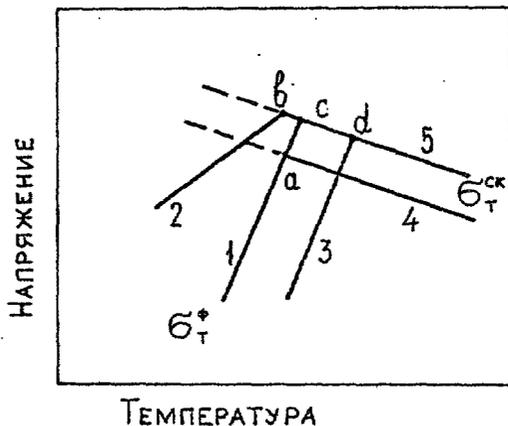


Рис.5. Схема температурной зависимости предела текучести нержавеющей аустенитной стали.

$\sigma_T^{\text{СК}}$ —предел текучести при скольжении в аустените;
 σ_T^{Φ} —предел текучести, обусловленный $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращением при упругих напряжениях

более высокой температуре. И, наконец, выделяющиеся при комбинированной обработке или при старении образцов, подвергнутых ВТМО, избыточные фазы изменяют химсостав аустенита, что повышает мартенситные точки и смещает начало спада $\sigma_{0,2}$ к более высоким температурам, а при упрочнении аустенита (увеличении $\sigma_T^{\text{СК}}$) и к усилению его "провала" (кривая 3).

Таким образом, упрочняющие обработки оказывают неоднозначное влияние на эффект "провала" $\sigma_{0,2}$ и, когда одновременно действуют все три рассмотренных фактора, реализуется сложная кривая температурной зависимости предела текучести нержавеющих сталей типа Х18Н10Т.

В отличие от аномального изменения $\sigma_{0,2}$, предел прочности нержавеющих сталей после всех изученных обработок закономерно увеличивается с понижением температуры. Развитие мартенситного превращения при испытаниях оказывает существенное влияние и на свойства пластичности сталей. При этом после любой из исследованных обработок относительное сужение в температурном интервале от 100 до

(-100...-115)⁰C практически не изменяется или незначительно уменьшается с понижением температуры и только при -196⁰C, когда скорость превращения максимальна, сильно падает. В большей мере с понижением температуры охрупчивание проявляется в образцах, подвергнутых ВТМО с последующим старением в течение 3000 ч. при 650⁰C, приводящем к образованию σ -фазы.

Относительное удлинение нержавеющей стали после всех упрочняющих обработок, за исключением комбинированной с предварительной деформацией 25-30%, в температурной области от 100 до -196⁰C изменяется по кривой с ярко выраженным максимумом, уровень которого соответствует высокой пластичности. В большинстве случаев для стали 12X18H12T максимальные значения δ находятся при температуре -20⁰C и только старение в течение 10 ч. при 800⁰C после аустенитизации смещает его к комнатной температуре. Старение стали при 650⁰C (3000 ч), существенно понижая δ при всех температурах испытания, приводит к размытию максимума после ВТМО. Лишь после комбинированной обработки, включающей деформацию при -100⁰C на 25-30% и последующую выдержку в течение 0,3 ч. при 725⁰C или 4 ч. при 650⁰C, относительное удлинение закономерно возрастает с понижением температуры, оказываясь при -196⁰C в два раза больше, чем при 100⁰C. Следует отметить, что в высокоазотистых Cr-Mn сталях, несмотря на развитие микродвойникования в данном температурном интервале, увеличение δ с понижением температуры испытания нами не наблюдалось. Увеличение относительного удлинения с понижением температуры испытания нержавеющей стали обусловлено развитием мартенситного превращения при нагружении ниже 100⁰C и максимальным значениям δ соответствует образование от 10 до 30-35% α -мартенсита. При этом максимальное относительное удлинение проявляется перед началом аномального снижения предела текучести.

Таким образом, при эксплуатации изделий из нержавеющей стали типа 12X18H12T необходимо учитывать, что, если они подвергались каким-то температурно-деформационным обработкам или длительной работе при повышенных температурах, приводящих к смещению "провала" предела текучести в область более высоких температур, то его падение может начинаться даже с комнатной температуры.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Установлены интервалы концентраций легирующих элементов (18-19% Cr, 18-22% Mn, $>0.40\%$ N и $\leq 0.20-0.25\%$ C), при которых аустенитные стали, выплавляемые в обычных условиях без противодействия азота, имеют высокое сопротивление коррозионному растрескиванию. Такие высокоазотистые стали с условием, что содержание марганца должно быть равно или выше концентрации хрома, сохраняют аустенитную структуру с низкой магнитной проницаемостью даже после больших степеней холодной деформации и интенсивно упрочняются как при холодной (20°C), так и "теплой" (500°C) деформации с сохранением хорошей пластичности ($\delta \geq 18-20\%$) и вязкости разрушения после достижения высокопрочного состояния ($\sigma_{0.2} = 1000-1200 \text{ Н/мм}^2$).

2. Сопротивление коррозионному растрескиванию азотсодержащих сплавов железа с 18-20% Mn и $< 0.1\%$ C непрерывно увеличивается с ростом концентрации хрома и наиболее резко при увеличении его содержания от 13-14 до 17-18%. В аналогичных закаленных железомарганцевых сталях с 0.5% углерода и $< 0.1\%$ N стойкость против КР сначала снижается при увеличении концентрации Cr до 13-14%, а затем скачкообразно возрастает при повышении его содержания до 18%.

Азот увеличивает сопротивление коррозионному растрескиванию Cr-Mn аустенитных сталей. При повышенной концентрации углерода (0.15-0.25%) стали, содержащие по 18-20% хрома и марганца, имеют высокую стойкость против КР после замедленного охлаждения от температуры аустенитизации на воздухе, если содержание азота в них больше 0.40%, и подвержены коррозионному растрескиванию при меньшей его концентрации и том же содержании углерода.

3. Основным недостатком углеродсодержащих аустенитных сталей, имеющих по 18-19% Cr и Mn, является резкое падение стойкости против коррозионного растрескивания при замедленном охлаждении от температуры аустенитизации в связи с выделением на границах зерен карбидов M_{23}C_6 , сильно обедняющих приграничные области хромом. Замена углерода (0.5%) на такое же количество азота в подобных сталях увеличивает инкубационный период выделения избыточных фаз и уменьшает скорость их роста, что обеспечивает высокое сопротивление КР как после быстрого, так и замедленного охлаждения от температуры аустенитизации.

4. Установлено, что в отличие от углеродсодержащих Ст-Мп аустенитных сталей в высокоазотистых выделении избыточной фазы по границам зерен замедляется, менее значительно обедняет приграничные области хромом ввиду образования нитридов Cr_2N и стимулирует прерывистый распад аустенита, развивающийся в глубь зерен. С увеличением концентрации азота более 0.5% прерывистый распад начинается раньше, протекает полнее, монотонно снижая пластичность и ударную вязкость. Выделение нитридов Cr_2N на границах зерен и незначительный прерывистый распад аустенита (менее 5%) не приводят к заметному ухудшению сопротивления КР высокоазотистых сталей. При большем развитии распада аустенита после длительных выдержек в интервале 750-800°C стойкость против КР катастрофически падает.

5. Легирование Ст-Мп аустенитной стали 1% ванадия повышает растворимость азота при открытой выплавке и способствует получению мелкозернистой структуры даже после нагревов до 1250°C. При упрочнении стали 07X18A75Г18Ф до предела текучести 1200 Н/мм² требуется меньшая степень холодной деформации, чем для аналогичной стали без ванадия, при сохранении немагнитности, хорошей пластичности, ударной вязкости и стойкости против коррозионного растрескивания. Старение ванадийсодержащей стали не приводит к заметному уменьшению сопротивления КР, но вызывает значительное падение ударной вязкости и существенное упрочнение, обусловленное гомогенным выделением нитридов ванадия в γ -матрице и подавлением прерывистого распада аустенита.

6. Показано, что образование дисперсного мартенсита при холодной деформации Ст-Ni и Ст-Мп сталей, наряду со значительным увеличением прочностных характеристик, приводит к существенному уменьшению относительного удлинения и ударной вязкости, которые после достижения предела текучести 1200 Н/мм² оказываются ниже, чем у аустенитных высокоазотистых Ст-Мп сталей, упрочнение которых при холодной деформации не сопровождается мартенситным превращением. Пластическая деформация сталей типа X18NiOT, сопровождающаяся образованием мартенсита, незначительно уменьшает коррозионную стойкость по сравнению с деформированным на ту же степень аустенитом.

7. Старение нержавеющих сталей, содержащих мартенсит деформации, повышает прочностные характеристики на 150-200 и 500-700 Н/мм² после деформации в верхней и нижней части температурного интервала

$M_H - M_D$ соответственно, вызывает существенное падение относительно-го сужения и коррозионной стойкости при концентрации углерода $\geq 0,08-0,10\%$. Основной вклад в упрочнение при старении вносит рас-слоение мартенсита на обедненные и обогащенные хромом зоны, а также выделение дисперсных карбидов и эффект деформационного старения с закреплением дислокаций примесными атомами.

8. Температура конца обратного превращения мартенсита деформации в аустенит (A_K) находится в экстремальной зависимости от скорости нагрева. При высоком положении температуры конца обратного превращения или больших степенях деформации максимум на кривой $A_K = f(V_H)$ может смещаться в сторону более высоких скоростей нагрева. Восходящий участок кривой обусловлен протеканием диффузионно- контролируемого сдвигового превращения, сопровождающегося выделением избыточных фаз, а ниспадающий - ослаблением эффекта перераспределе-ния примесей внедрения на межфазной поверхности, тормозящего обрат-ное мартенситное превращение. С увеличением степени деформации A_K понижается в связи с более высоким уровнем остаточных напряжений, способствующих завершению сдвигового превращения при более низкой температуре. В зависимости от характера легирования стали, скорости нагрева и степени деформации рекристаллизация может начинаться как после завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода, так и сопровождать его.

9. Разработана комбинированная обработка Cr-Ni и Cr-Mn аусте-нитных сталей, включающая холодную деформацию при температурах ниже M_D , старение мартенсита деформации и безрекристаллизационный нагрев до температуры A_K , которая создает более высокий уровень прочност-ных свойств при равных значениях пластичности и коррозионной стой-кости, чем только холодная деформация аустенита на такую же сте-пень, не сопровождающаяся $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением. Однако после комбини-рованной обработки прочностные свойства аустенита оказываются ниже при близких значениях пластичности, чем у холоднодеформированного при $T > M_D$ аустенита высокоазотистых Cr-Mn сталей.

10. Развита теория аномального падения критических напряжений начала пластической деформации в нержавеющих сталях типа X18NiCr, обусловленного развитием $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения в процессе механических испытаний. Установлено, что образование ϵ -фазы под воздействием напряжений в упругой области вызывает низкотемпературную ползу-чь, при которой удлинение образцов пропорционально количеству

фазы. Дано аналитическое описание процесса. Низкотемпературная ползучесть при температуре немного ниже $M_N^{E\gamma}$ протекает и при обратном превращении в аустенит ϵ -фазы, полученной при упругих напряжениях. Ползучесть при $\epsilon \rightarrow \gamma$ переходе развивается в меньшей степени, чем при $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращении. Показано, что упрочняющие обработки с одной стороны подавляют низкотемпературную ползучесть, а с другой — усиливают аномальное снижение предела текучести при температурах выше M_N и сдвигают начало этого падения в область более высоких температур.

Экономический эффект от освоения результатов работы в производстве в ценах 1990 г. составил 1143,7 тыс. рублей в год.

Цитируемая литература

- 1.* Ванных О.А., Блинов В.М. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадийсодержащие стали.—М.: Наука, 1980.—189 с.
- 2.* Гаврилик В.Г., Дузь В.А., Ефименко С.П., Квасницкий О.Г. Взаимодействие атомов углерода и азота с дислокациями в аустените // Физика металлов и металловедение.—1987.—т.64.—вып.6.—С.1132-1135.
- 3.* Уваров А.И., Терещенко Н.А., Шабашов В.А., Лапина Т.М. Фазовые превращения и изменение механических свойств в аустенитных сталях на Cr-Mn основе, содержащих азот // Физика металлов и металловедение.—1992.—№ 7.—С.108-119.
- 4.* Богачев И.Н., Кибальник В.Д., Фролова Т.Л. Низкотемпературное ПЦК-ГЦТ превращение в γ -фазе системы Fe-Mn // Физика металлов и металловедение.— 1976.— т.41.— вып.4.— С.875-877.

Основные положения диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М., Кондратов В.М., Смирнов М.А., Рущиц С.В. Изменение механических свойств и тонкой структуры при старении мартенсита деформации нержавеющей стали // Известия ВУЗов.Черная металлургия.— 1972.—№ 6.—С.136-140.
2. Штейнберг М.М., Гойхенберг Ю.Н., Смирнов М.А., Мирзаев Д.А. Упрочнение нержавеющей стали при деформации, мартенситном превращении и старении // Металловедение и термическая обработка метал-

3. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М., Смирнов М.А. Мартенситные превращения при пластической деформации и их влияние на механические свойства сплавов // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч.тр.-Челябинск, 1972.- N 107.- С.136-145.

4. Мирзаев Д.А., Гойхенберг Ю.Н., Штейнберг М.М., Руциц С.В. Эффекты упруго-пластической деформации при температурах выше M_s в сплавах с низкой энергией дефектов упаковки. // Физика металлов и металловедение.-1973.- т.35.- вып.6.- С.1206-1212.

5. Мирзаев Д.А., Гойхенберг Ю.Н. Изотермическое образование ϵ -фазы в сталях типа X18N10T в условиях статического нагружения // Металлофизика.-1974.- вып.55.- С.69-73.

6. Гойхенберг Ю.Н., Штейнберг М.М., Смирнов М.А., Березина Т.Г. Влияние комбинированной обработки на структуру и свойства стали X17N13M2T // Вопросы производства и обработки стали: Сб.науч.тр.-Челябинск, 1974.-N 147.-С.159-165.

7. Способ обработки нержавеющей стали аустенитного класса: А.с. 427069 СССР, 1974, МКИ С21d, 1/78, 7/14 / Гойхенберг Ю.Н., Штейнберг М.М., Мирзаев Д.А., Смирнов М.А.

8. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Штейнберг М.М. О наследовании упрочнения при обратном превращении мартенсита деформации в аустенит // Вопросы производства и обработки стали: Сб.науч.тр.-Челябинск, 1974.-N 133.-С.119-126.

9. Мирзаев Д.А., Гойхенберг Ю.Н. О пределе текучести нестабильного аустенита с изотермической кинетикой $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч.тр.-Челябинск, 1975.-N 163.-С.107-115.

10. Гойхенберг Ю.Н., Штейнберг М.М., Березина Т.Г., Кендыш В.П., Васина Т.Ю. Обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в стали 12X18N12T после холодной деформации с большими обжатиями // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч.тр.-Челябинск, 1975.-N 163.-С.113-119.

11. Гойхенберг Ю.Н., Штейнберг М.М., Березина Т.Г., Кендыш В.П. Обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в нержавеющей сталях и его влияние на распад аустенита // В кн.: Структурный механизм фазовых превращений металлов и сплавов.-М.: Наука, 1976.-С.36-39.

12. Гойхенберг Ю.Н., Штейнберг М.М., Смирнов М.А. Упрочнение нержавеющей стали X17N13M2T при пластической деформации и фазовом

наклепе // Известия АН СССР. Металлы.-1978.- N 1.- С.130-133.

13. Гойхенберг Ю.Н. Температурная зависимость механических свойств стали 12Х18Н12Т после различных упрочняющих обработок // Вопросы производства и обработки стали: Тематический сб. науч.тр.- Челябинск, 1978.- N 202.- С.106-112.

14. Гойхенберг Ю.Н., Штейнберг М.М. Превращение мартенсита деформации в аустенит в нержавеющей сталях при различных скоростях нагрева // Физика металлов и металловедение.-1978.-т.45.-вып.6.- С.1253-1262.

15. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А. Ползучесть нержавеющей аустенитных сталей, обусловленная фазовыми превращениями // Вопросы производства и обработки стали: Тематический сб. науч. тр.- Челябинск, 1980.- N 245.- С.104-108.

16. Гойхенберг Ю.Н., Мирмельштейн В.А., Внуков В.Ю. Структура и свойства высокопрочной аустенитной стали 05Г22АХ18 после холодной деформации // Вопросы производства и обработки стали: Тематический сборник научных трудов.-Челябинск: ЧПИ, 1985.-С.67-69.

17. Способ оксидирования стабильной аустенитной стали: А.с. 1201346 СССР, 1984, МКИ С23С 8/18 / Пейсахов Ю.Б., Ахлюстин В.А., Вяткин Г.П., Гойхенберг Ю.Н., Тепляков Ю.Н.

18. Мирзаев Д.А., Гойхенберг Ю.Н. Ползучесть сталей при мартенситных превращениях и аномалия предела текучести // Термическая обработка, структура и свойства металлов: Межвузовский сб.науч.тр.- Свердловск: изд. УПИ, 1985.- N 10.- С.25-29.

19. Способ обработки немагнитных аустенитных сталей для изготовления бандажных колец роторов: А.с. 1340172 СССР, 1985, МКИ С23С 38/58 / Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Журавлев Л.Г., Мирмельштейн В.А., Силина Е.П., Внуков В.Ю.

20. Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Мирзаев Д.А., Журавлева В.В., Силина Е.П., Внуков В.Ю. Сопротивление коррозионному релаксированию, структура и свойства упрочненных хромо-марганцевых аустенитных сталей // Физика металлов и металловедение.-1987.-т.63.-вып.4.-С.793-800.

21. Мирзаев Д.А., Ильичев В.Л., Рушц С.В., Архангельская А.А., Гойхенберг Ю.Н. Рентгенографическое изучение микродвойникования в тетрагональных кристаллах. Теория и эксперимент // Физика металлов и металловедение.-1987- т.64.- вып.5.- С.929-939.

22. Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Мирзаев Д.А., Журавлева В.В., Силина Е.П., Внуков В.Ю. Исследование коррозионного растрескивания, структуры и свойств упрочненных Cr-Mn аустенитных сталей с азотом. // Физика металлов и металловедение.-1988.- т.65.- вып.6.- С.1131-1137.

23. Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Мирзаев Д.А. и др. Структура и свойства немагнитных хромо-марганцевых сталей с повышенным содержанием азота // Вопросы металловедения и термической обработки металлов и сплавов: Тематический сборник научных трудов.- Челябинск: ЧПИ, 1988.-С.3-22.

24. Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Внуков В.Ю., Мирзаев Д.А., Мирмельштейн В.А., Лобанова Т.Г. Влияние распада аустенита на коррозионное растрескивание и свойства хромомарганцевых сталей с азотом // Физика металлов и металловедение.-1990.- N 1.- С.99-107.

25. Goykhenberg Yu.N., Mirzaev D.A., Zhuravlev L.G., Mirmelstein V.A. Resistance to Stress Corrosion Cracking, Microstructure and Properties of High Nitrogen Chromium - Manganese Austenitic Steels // Proceedings of 2 International Conference "High Nitrogen Steels, HNS 90" / Ed. by G. Stein and H.Witulski.-Aachen, Germany, 1990.-P. 203-207.

26. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Журавлев Л.Г., Мирмельштейн В.А. Исследование высокоазотистых хромо-марганцевых сталей для бандажных колец турбогенераторов // Труды 1 Всесоюзной конференции по высокоазотистым сталям.-Киев, 1990.-С.195-201.

27. Войнов В.В., Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г. и др. Технология производства заготовок немагнитных бандажных колец турбогенераторов из коррозионностойкой высокоазотистой стали // Труды 1 Всесоюзной конференции по высокоазотистым сталям.-Киев, 1990.-С.411-412.

28. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Мирмельштейн В.А., Внуков В.Ю., Лобанова Г.Г. Структура и коррозионно-механические свойства высокоазотистых Cr-Mn сталей с ванадием, упрочненных старением и холодной деформацией // Физика металлов и металловедение.-1991.-N 8 С.176-182.

29. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Журавлев Л.Г., Мирмельштейн В.А., Лобанова Т.Г. Исследование горячей пластичности высокоазотистых хромомарганцевых аустенитных сталей // Известия ВУЗов. Черная металлургия.- 1991.- N 10.- С.64-66.

30. Журавлев Л.Г., Журавлева В.В., Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А. Методика ускоренных испытаний пластичных деформированных металлов на коррозионное растрескивание // Заводская лаборатория.- 1992.- т.58.- N 3.- С.44-46.

31. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А. Температурная зависимость механических свойств и структуры высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали // Вторая конференция по высокоазотистым сталям: Тез. докл.-Киев, 1992.-С.99.

32. Гойхенберг Ю.Н., Смирнов М.А., Внуков В.Ю. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на коррозионное растрескивание углеродистой аустенитной стали // Защита металлов.-1992.- т.28.- N 2.- С.303-306.

33. Гойхенберг Ю.Н., Заславский А.Я., Мирзаев Д.А., Антоненко И.В., Ульянова Т.Н. Упрочнение нержавеющей стали для изготовления мембран датчиков высоких давлений // Физика металлов и металловедение.-1992.-N 5.-С.118-123.

34. Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Внуков В.Ю., Мирмельштейн В.А., Лобанова Т.Г. Коррозионное растрескивание и свойства высокоазотистых хромомарганцевых сталей с ванадием // Вопросы металловедения и термической обработки металлов и сплавов: Тематический сб. науч. тр.-Челябинск: изд ЧГТУ, 1993.- С.27-40.



Техн. редактор А.В.Миних

Издательство Челябинского
государственного технического университета

ЛР № 020364. 20.01.92 Подписано в печать 21.04.95. Формат бум.
60x84 1/16. Печать офсетная. Усл. печ. л. 2,09. Уч.-изд.л. 2,11.
Тираж 110 экз. Заказ 142/212.

УСП издательства. 454080, г.Челябинск, пр.им. В.И. Ленина, 76.