

05.16.01

В 607

Государственный комитет СССР по народному образованию

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

ИМЕНИ ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

На правах рукописи

УДК 669.15 - 194.56

Внуков Вадим Юрьевич

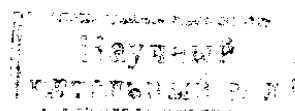
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ХРОМО-МАРГАНЦЕВЫХ
АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ БАНДАЖНЫХ КОЛЕС
ТУРБОГЕНЕРАТОРОВ

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

кандидата технических наук



Челябинск

1990

Работа выполнена на кафедре металловедения и термической обработки металлов Челябинского политехнического института имени Ленинского комсомола.

Научный руководитель - доктор технических наук,
профессор И. Г. Куравлев.


Официальные оппоненты: доктор технических наук,
профессор В. С. Литвинов,
кандидат технических наук,
в. н. с. Л. А. Алехмина.

Ведущая организация - Институт черных металлов
(г. Свердловск).

Защита диссертации состоится "7" марта 1990 г.
в 14 час. на заседании специализированного совета
Д 053.13.04 при Челябинском политехническом институте
имени Ленинского комсомола по адресу: 454080, г. Челябинск,
пр. им. В. И. Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ЧПИ.
Автореферат разослан "5" февраля 1990 г.

Ученый секретарь
специализированного совета,
кандидат технических наук


О. К. Ткачевой

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Электрическую энергию сегодня получают в основном с помощью электрогенераторов. Бандажи - массивные стальные кольца, удерживающие обмотку ротора, принадлежат к числу наиболее напряженных частей турбогенераторов. Высокий комплекс механических свойств бандажного кольца (в зависимости от мощности турбогенератора $\sigma_{0,2}$ должен быть равен 900 Н/мм^2 и выше, δ не ниже 16- 20 %) должен сочетаться с немагнитностью.

При изготовлении бандажные кольца подвергаются раздаче в холодном состоянии. Во время этой операции одновременно происходит деформационное упрочнение материала до нужного уровня и формирование кольца. Сложность технологии изготовления бандажных колец приводит к постоянному снижению числа поставщиков на мировом рынке. В настоящее время все производство сосредоточено в нескольких крупных фирмах ФРГ, Франции и Японии. ПО "Уралмаш" является единственным производителем крупных немагнитных бандажных колец в СССР.

Используемая до последнего времени сталь 50Г18Х5 удовлетворяет предъявляемым требованиям по части механических и физических свойств, но не обладает достаточной стойкостью против коррозионного растрескивания (КР) в воде, хлоридах и других агрессивных средах. Несмотря на строгий контроль качества бандажных колец, известны случаи аварий турбогенераторов, носящих катастрофический характер. Установлено, что причиной большинства аварий было разрушение бандажных колец, вызванное коррозионным растрескиванием.

Эксплуатация бандажей из стали 50Г18Х5 связана с периодическими остановками турбогенераторов на профилактический осмотр и замену колец. Применение материала, стойкого против КР, повысит коэффициент использования турбогенераторов, уменьшит материальные затраты в данной области народного хозяйства, а самое главное - исключит возможность тяжелых аварий на электростанциях.

В последнее время зарубежные фирмы проводят интенсивные исследования по разработке новых сталей, стойких против коррозии под напряжением. На заводах фирмы "Крупп" эти исследования завершились созданием стали Р-900, содержащей около 18 % Сr, 18 % Mn и 0,55 % N . В Советском Союзе нет опыта производства и использования стали такого типа.

Целью работы являлось изыскание новой немагнитной стали, обладающей повышенной по сравнению с применяемой сталью 50Г18Х5, стойкостью против КР и удовлетворяющей по своим механическим и физическим свойствам требованиям, предъявляемым к бандажным кольцам мощных турбогенераторов.

Н а у ч н а я н о в и з н а

1. Установлена зависимость между степенью комплексного легирования хромом, никелем, азотом, углеродом и механическими свойствами аустенитных сталей с 19 - 20 % Mn .

2. Обнаружено, что пластическая деформация в области температур $M_d + 20 \dots M_d + 60$, сопровождающаяся интенсивным микродвойникованием, повышает стойкость против КР Ст - Mn аустенитных сталей.

3. Установлено, что замена углерода (0,5 %) на такое же количество азота в аустенитных сталях, содержащих по 18 - 19 % хрома и марганца, увеличивает инкубационный период выделения избыточных фаз в температурном интервале 500 - 1000 °С, что позволяет сохранить высокую стойкость сталей против КР после закалки с малыми скоростями охлаждения (1 и 3 К/с), соответствующими темпам охлаждения крупной бандажной заготовки.

4. Показано, что после растворения продуктов частичного ячеистого распада исходный размер зерна Ст - Mn аустенита полностью восстанавливается.

П р а к т и ч е с к а я ц е н н о с т ь . Изучена серия аустенитных сталей, содержащих азот, стойких против КР и обладающих после холодной пластической деформации свойствами, необходимыми для материала бандажных колец турбогенераторов. Предложены интервалы предпочтительного содержания углерода и азота в бандажных сталях. Результаты исследования использованы на ПО "Уралмаш" при изготовлении промышленных бандажных колец для турбогенераторов большой мощности. Использование новой стали позволит отказаться от импорта бандажных колец из развитых капиталистических стран. Ожидаемый экономический эффект от применения стали, стойкой против КР, составляет 457543 руб. Долевое участие ЧПМ 130000 руб.

Н а з а щ и т у в н о с я т с я :

1. Результаты исследования структуры и свойств аустенитных $Cu-Mn$ сталей, содержащих углерод и (или) азот.
2. Результаты изучения влияния химического состава и скорости охлаждения или изотермического отжига на стойкость аустенитных $Cu-Mn$ сталей против коррозионного растрескивания.
3. Результаты исследования процессов, протекающих при ячеистом распаде пересыщенного аустенита и растворении продуктов распада.
4. Способы повышения стойкости против КР $Cu-Mn$ сталей с 0,5 % С путем предварительной деформации при отрицательных температурах или ВТМО.

А п р о б а ц и я р а б о т ы. Основные результаты диссертации доложены и обсуждены на научно - техническом совещании "Структура и прочность материалов в широком диапазоне температур" (г. Москва, 1986 г.); научно - технической конференции "Состояние и перспективы развития производства и применения сталей со сверхравновесным содержанием азота" (г. Москва, 1986 г.); семинарах "Повышение свойств конструкционных сталей легированием и термообработкой" (г. Киев, 1989 г.) и "Фундаментальные проблемы старения. Разработка новых классов стареющих сплавов" (г. Свердловск, 1989 г.); ежегодных научных конференциях Челябинского политехнического института 1986 - 1989 годов.

П у б л и к а ц и и. По теме диссертации опубликовано пять работ, получено одно авторское свидетельство.

О б ъ е м р а б о т ы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, заключения, 62 рисунков, 18 таблиц. Содержание работы изложено на 168 страницах. В качестве приложения представлены копии актов внедрения.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обосновывается актуальность работы, сформулированы цель и положения, определяющие научную новизну исследований.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Работа была проведена на серии лабораторных плавок, химический состав которых приведен в табл. I.

Стали выплавлены в дуговой печи. Слитки массой 30 кг были гомогенизированы при 1200 °С и прокованы на прутки сечением 18 x 18 мм. Заготовки длиной 70 мм, нарезанные из прутков, аустенитизировали при температуре 1150 °С (сталь 50Г18Х5 при 1050 °С) в течении 30 минут, затем охлаждали с различными скоростями. В воде заготовки охлаждаются со скоростью ~ 100 К/с. Для получения реальной скорости охлаждения бандажного кольца применяли замедленное охлаждение заготовок (1 К/с и 3 К/с). Скорость охлаждения определена для температурного интервала 1100 - 550 °С.

Механические свойства определялись на машине ИМ - 4Р, копре МК - 30 в соответствии с ГОСТами 1497 - 73 и 9454 - 78.

При изучении упрочнения сталей в ходе пластической деформации были использованы две методики: одна включала предварительное растяжение образцов со все увеличивающейся степенью деформации, переполировку поверхности и испытания растяжением до разрыва, другая - расчет механических свойств по диаграмме истинных напряжений неупрочненного образца.

Стойкость сталей против коррозионного растрескивания оценивали на переоборудованных прессах Бринелля, снабженных реверсирующим устройством для преобразования сжимающего усилия в растягивающее. Предварительно образцы деформировались на заданную степень (20 - 40 % относительного сужения), величина которой подбиралась опытным путем, исходя из требуемого значения предела текучести деформированного образца. Напряжения при испытаниях принималось практически равным пределу текучести наклепанного образца или 0,8 - 0,9 $\sigma_{0,2}$. В качестве коррозионной среды выбран 20 % водный раствор поваренной соли.

Структуру образцов изучали на микроскопе "Neophot 21".

Рентгеноструктурные исследования проводились на дифрактометре ДРОН - 3 в излучении железного анода.

Электронно-микроскопические исследования выполняли на микроскопе "Tesla BS 513" на тонких фольгах, изготовленных по методу окна. Фрактографическое изучение поверхности разрушения проводили на микроскопе "Tesla BS 301".

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМО-МАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

После охлаждения от 1150 °С в воде во всех исследованных сталях наблюдалась аустенитная структура с низкой плотностью дислокаций и прямыми границами, свободными от выделений.

Легирование основы 50Cr18Mn сопровождается закономерным изменением свойств. Прочностные свойства повышаются с увеличением степени легирования и суммарного содержания С и N (табл. 2). Как углеродистые, так и азотистые стали имеют высокий для сталей аустенитного класса предел текучести (до 520 Н/мм²) при большом запасе пластичности (δ от 40 до 70 %). Легирование сталей никелем оказало отрицательное влияние на пластичность. Так, введение до 4 % Ni в стали с 13 - 14 % хрома почти не влияет на предел текучести и прочность, в то же время, δ и ψ снижаются до 42 и 38 % соответственно. Как показано ниже, при увеличении концентрации никеля в процессе холодной пластической деформации в сталях формируется выявляемая дислокационная структура, вызывающая снижение комплекса механических свойств. С увеличением содержания хрома в сталях предел текучести монотонно повышается, причем более существенно в сталях, дополнительно содержащих азот. Предел прочности интенсивно возрастает с повышением содержания хрома до 9 %, мало меняется при дальнейшем увеличении концентрации. Относительное удлинение имеет максимум при содержании хрома около 9 %, а относительное сужение снижается с увеличением концентрации хрома.

После замедленного охлаждения структура сталей с 0,5 % С и малоуглеродистых сталей с азотом заметно различается. Особенностью микроструктуры сталей, содержащих углерод, как охлажденных на воздухе, так и со скоростью 3 К/с, является появление дисперсных частиц избыточных фаз, по-видимому карби-

Таблица I

Химический состав опытных сталей

Номер плавки	Марка стали	Содержание элементов, вес. %										
		C	N	Cr	Mn	Ni	Mo	P	S	Si	V	
I	50Г19Х5	0,53	0,057	4,62	19,45	0,16	0,06	0,027	0,003	0,73	-	
2	50Г19Х9НМФ	0,50	0,057	8,83	18,67	1,02	0,72	0,026	0,003	0,84	0,100	
3	50Г19Х9НМАФ	0,48	0,210	8,46	18,61	1,11	0,60	0,026	0,003	0,80	0,097	
4	50Г20Х14НМФ	0,50	0,071	13,61	20,00	1,23	0,58	0,038	0,003	0,94	0,110	
5	50Г20Х14НМАФ	0,49	0,270	13,45	19,42	1,10	0,64	0,024	0,004	0,90	0,100	
6	50Г20Х14Н2МФ	0,49	0,065	13,66	19,73	1,76	0,62	0,025	0,003	0,86	0,110	
7	50Г20Х14Н4МФ	0,52	0,070	13,43	19,99	3,71	0,60	0,036	0,003	0,95	0,100	
8	50Г19Х18Н4МФ	0,52	0,084	17,48	19,11	3,94	0,67	0,025	0,002	0,85	0,100	
9	50Г19Х18Н3МАФ	0,51	0,390	18,46	18,67	3,22	0,64	0,025	0,003	0,72	0,120	
10	50Г20Х18НМАФ	0,48	0,420	18,34	19,75	1,14	0,72	0,036	0,006	0,74	0,160	
11	25Г19Х18НМАФ	0,23	0,430	18,61	19,45	1,13	0,75	0,019	0,010	0,29	0,130	
12	20Г20Х18АФ	0,21	0,480	17,40	20,48	-	-	0,028	0,008	0,46	0,140	
13	16Г20Х20АФ	0,16	0,400	19,75	19,87	-	-	0,036	0,009	0,46	0,170	

Продолжение таблицы I

Номер плавки	Марка стали	Содержание элементов, вес. %										
		C	N	Cr	Mn	Ni	Mo	P	S	Si	V	
14	13Г20АХ19	0,13	0,430	18,65	19,45	-	-	0,035	0,008	0,46	-	
15	08Г18АХ18	0,08	0,540	18,37	18,33	-	-	0,019	0,020	0,39	-	
16	08Г22Х19МАФ	0,08	0,770	19,05	21,68	0,20	0,69	0,028	0,010	0,37	0,140	
17	07Г19АХ19	0,07	0,720	19,25	19,54	-	-	0,028	0,007	0,50	0,030	
18	05Г22АХ18	0,05	0,826	17,90	22,00	-	-	0,010	0,005	0,57	-	
19	0Х20Х14Н4МАФ	0,05	0,274	13,45	19,62	4,12	1,06	0,022	0,010	0,39	0,095	
20	05Г20Х7Н4МАФ	0,05	0,200	7,20	19,35	3,69	1,06	0,023	0,011	0,39	0,094	

Примечание: сталь 05Г22АХ18 выплавлена в ИРБ с использованием метода литья с про-
тивавлением азота (предоставлена Институтом металлургии (г. Челябинск)).

Таблица 2
 Механические свойства сталей после аустенизации и растяжения на
 разные степени

Номер плавки	Марка стали	После охлаждения										После упрочнения									
		$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²		δ , %	ψ , %	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²			σ_B , Н/мм ²			δ , %			ψ , %						
		Н/мм ²	Н/мм ²			15%	30%	40%	15%	30%	40%	15%	30%	40%	15%	30%	40%				
1	50Г19Х5	400 390	780 790	57 61	62 73	720 710	970 1000	1070 1180	900 1060	1010 1200	1090 1290	36 45	29 29	13 19	56 50	51 43	47 39				
2	50Г19Х9НМФ	400 400	880 900	74 74	60 67	680 710	980 1000	1120 1170	1010 1090	1140 1180	1230 1270	51 49	34 32	24 24	54 62	48 56	44 53				
3	50Г19Х9НМФ	450 470	940 960	76 88	62 66	740 790	1020 1080	1190 1230	1080 1100	1230 1240	1320 1340	53 46	35 29	26 20	57 63	51 56	47 53				
4	50Г20Х14НМФ	390 450	880 970	68 56	48 51	680 850	970 1150	1120 1310	1020 1130	1150 1270	1240 1370	46 35	29 20	20 11	41 43	35 36	28 31				
5	50Г20Х14НМФ	490 500	960 990	69 69	48 62	800 890	1090 1160	1260 1330	1130 1140	1280 1290	1380 1390	47 47	30 30	21 20	40 60	32 55	26 51				
6	50Г20Х14Н2МФ	390 450	860 930	69 63	48 49	680 830	980 1111	1120 1260	990 1060	1120 1200	1200 1290	47 33	30 18	21 9,5	40 31	32 23	27 17				
7	50Г20Х14Н4МФ	400 520	860 930	70 42	52 38	680 830	990 1110	1120 1350	990 1110	1120 1255	1210 1360	47 24	30 9	21 2	45 27	38 17	35 11				
8	50Г19Х12Н4МФ	420 470	870 930	60 40	44 40	750 895	1040 1170	1170 1280	1010 1070	1140 1210	1230 1300	39 22	23 8	14 1,5	36 44	27 36	22 31				

Продолжение таблицы 2

Номер плавки	Марка стали	После охлаждения				После упрочнения											
		$\sigma_{0,2}, \text{H/mm}^2$		$\sigma_{\text{в}}, \text{H/mm}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$\sigma_{0,2}, \text{H/mm}^2$		$\sigma_{\text{в}}, \text{H/mm}^2$		$\delta, \%$		$\psi, \%$				
		15%	30%	40%	15%	30%	40%	15%	30%	40%	15%	30%	40%	15%	30%	40%	
9	50Г19Х18Н3МАФ	$\frac{540}{510}$	$\frac{1010}{995}$	$\frac{47}{57}$	$\frac{35}{46}$	$\frac{920}{915}$	$\frac{1260}{1230}$	$\frac{1390}{1375}$	$\frac{1160}{1145}$	$\frac{1310}{1295}$	$\frac{1410}{1395}$	$\frac{28}{37}$	$\frac{13}{21}$	$\frac{9}{12}$	$\frac{25}{38}$	$\frac{16}{30}$	$\frac{9}{25}$
		$\frac{530}{510}$	$\frac{910}{900}$	$\frac{67}{65}$	$\frac{73}{75}$	$\frac{830}{825}$	$\frac{1100}{1085}$	$\frac{1240}{1225}$	$\frac{1050}{1040}$	$\frac{1180}{1170}$	$\frac{1270}{1260}$	$\frac{45}{43}$	$\frac{23}{21}$	$\frac{19}{18}$	$\frac{69}{71}$	$\frac{30}{30}$	$\frac{65}{67}$
19	05Г20Х14Н4МАФ	$\frac{350}{350}$	$\frac{720}{730}$	$\frac{68}{68}$	$\frac{74}{77}$	$\frac{630}{660}$	$\frac{870}{880}$	$\frac{990}{990}$	$\frac{925}{840}$	$\frac{935}{950}$	$\frac{1005}{1020}$	$\frac{46}{46}$	$\frac{29}{29}$	$\frac{20}{20}$	$\frac{71}{71}$	$\frac{67}{67}$	$\frac{64}{64}$
		$\frac{350}{350}$	$\frac{730}{730}$	$\frac{68}{68}$	$\frac{77}{77}$	$\frac{660}{660}$	$\frac{880}{880}$	$\frac{990}{990}$	$\frac{840}{840}$	$\frac{950}{950}$	$\frac{1020}{1020}$	$\frac{46}{46}$	$\frac{29}{29}$	$\frac{20}{20}$	$\frac{71}{71}$	$\frac{67}{67}$	$\frac{64}{64}$

Примечание: числитель - охлаждение на воздухе, знаменатель - закалка в воде.

дов или карбонитридов, на большеугловых границах. Количество выделений увеличивается с повышением содержания хрома в стали.

При содержании хрома 5 - 8 % (плавки № 1, 2, 3) охлаждение на воздухе приводит к уменьшению максимальной пластичности (ψ) по сравнению с закаленным состоянием. При концентрации хрома 14 - 18 % в аналогичных сталях (пл. № 4, 6 - 8) ψ оказывается ниже, а δ выше, чем у закаленных образцов. Свойства после охлаждения со скоростью 3 К/с в большинстве случаев оказываются промежуточными по сравнению с закаленным состоянием и охлаждением на воздухе, но ближе к свойствам второго режима.

Полная замена 0,5 % С на азот отразилась на повышении $\sigma_{0,2}$ при почти одинаковых с безазотистыми сталями остальных характеристиках (пл. № 8 и 15). С дальнейшим увеличением содержания азота предел текучести и предел прочности исследуемых сталей монотонно возрастают, при этом δ и ψ до 0,7 % N понижается незначительно, еще большее повышение концентрации азота приводит к заметному их снижению.

Свойства малоуглеродистых сталей с азотом практически не зависят от скорости охлаждения в исследованных пределах. Признаков выделения избыточных фаз не обнаруживается и структура сталей остается аналогичной закаленному состоянию. При повышении содержания углерода до 0,23 % в стали 25Г20Х18НМАФ при скорости охлаждения 3 К/с появляются зернограницные выделения, не захватывающие все границы, хотя суммарное содержание углерода и азота равно 0,85 %.

Исследуемые стали обладают хорошей упрочняемостью. Предел текучести при равных степенях деформации у всех сталей, за исключением 05Г20Х14Н4МАФ, выше, чем у стали 50Г19Х5, используемой в качестве материала для бандажных колец. По расчетным кривым зависимости механических свойств от степени предварительной деформации были определены свойства опытных сталей, соответствующие пределу текучести 1200 Н/мм². Указанный уровень $\sigma_{0,2}$ достигается при растяжении закаленных образцов на 30 - 45 %. При этом наибольший запасом пластичности обладает сталь 50Г20Х14НМАФ (табл. 2).

Изучение тонких фольг показало, что после деформирования аустенитных Cr - Mn сталей на 30 % при комнатной температуре обнаруживается целый спектр структур: ячеистая, двойникованная, смешанная структура (табл. 3). Из числа исследованных, полностью ячеистой структурой обладает только сталь 50Г20Х14Н4МАФ. Большая группа сталей после деформации имеет смешанную структуру. В этом

Таблица 3

Тонкая структура деформированных на 30 - 35 % при комнатной температуре Сг- Mn сталей

Номер плавки	Марка стали	Наблюдаемая структура		
7	50Г20Х14Н4МФ	Ячеистая		
6 19	50Г20Х14Н2МФ 05Г20Х14Н4МАФ	С преобладанием ячеистой структуры	Совместное существование структур	
3 4 5 10 11 15 20	50Г19Х9НМАФ 50Г20Х14НМФ 50Г20Х14НМАФ 50Г20Х19Н3МАФ 25Г20Х19НМАФ 08Г18АХ18 05Г20Х7Н4МАФ	С преобладанием двойников		
1 2	50Г19Х5 50Г19Х9НМФ	Двойники		

случае часть зерен деформируется двойникованием, часть скольжением, причем различные механизмы деформации могут развиваться в соседних зернах. Двойникованная структура представляет собой систему тонких двойников и пакетов ДУ. Может наблюдаться от одной до трех ориентировок двойников и ДУ типа {111} (чаще двух), которые расположены на фоне равномерно распределенных дислокаций. В сталях 50Г19Х5 и 50Г19Х9НМФ формируется в основном микродвойникованная структура. Так как механизм деформации непосредственно связан с энергией дефектов упаковки, то можно предположить, что эти стали обладают самой низкой ЭДУ из числа исследованных, а 50Г20Х14Н4МФ - самой высокой.

Лучшим сочетанием свойств обладают стали, в которых деформация осуществляется преимущественно микродвойникованием. Можно полагать, что большинство опытных сталей обладает эффектом пластичности, наведенной двойникованием. Сочетание высокой пластичности и прочности определяется тем, что двойники предотвращают локализацию пластической деформации, образование трещин.

Свойства сталей, содержащих 0,5 % С, после замедленного

охлаждения от температуры аустенитизации заметно ухудшаются. Предел текучести 1200 Н/мм^2 был достигнут при растяжении со степенями деформации до 40% только на сталях с повышенным количеством хрома, содержащих одновременно углерод и азот.

Механические свойства стали 08Г18АХ18 изучали в температурном интервале от -196°C до 500°C . При 500°C сталь упрочняется также интенсивно, как и при комнатной температуре, однако, относительное удлинение уменьшается при этом в большей мере. Снижение температуры испытания сопровождается сменой механизма деформации. Растяжение при 100°C , как и при 500°C , приводит к образованию ячеистой структуры. Деформация при комнатной температуре осуществляется в основном микродвойникованием. Такая структура сохраняется до температуры испытания -35°C . В интервале $-70\dots-110^\circ\text{C}$ наблюдаются тонкие двойники нескольких ориентировок и пакеты ДУ, при -196°C - скопления расщепленных дислокаций, микродвойники и широкие ДУ, расположенные в параллельных плоскостях. С понижением температуры прочностные свойства этой стали монотонно возрастают, в то время как δ и ψ снижаются незначительно до -100°C , а в интервале $-100\dots-196^\circ\text{C}$ резко падают. Эта закономерность сохраняется и после предварительной холодной пластической деформации на 35% (рис. 1).

Температурная зависимость механических свойств стали 08Г18АХ18, предварительно упрочненной растяжением на 35% при 20°C

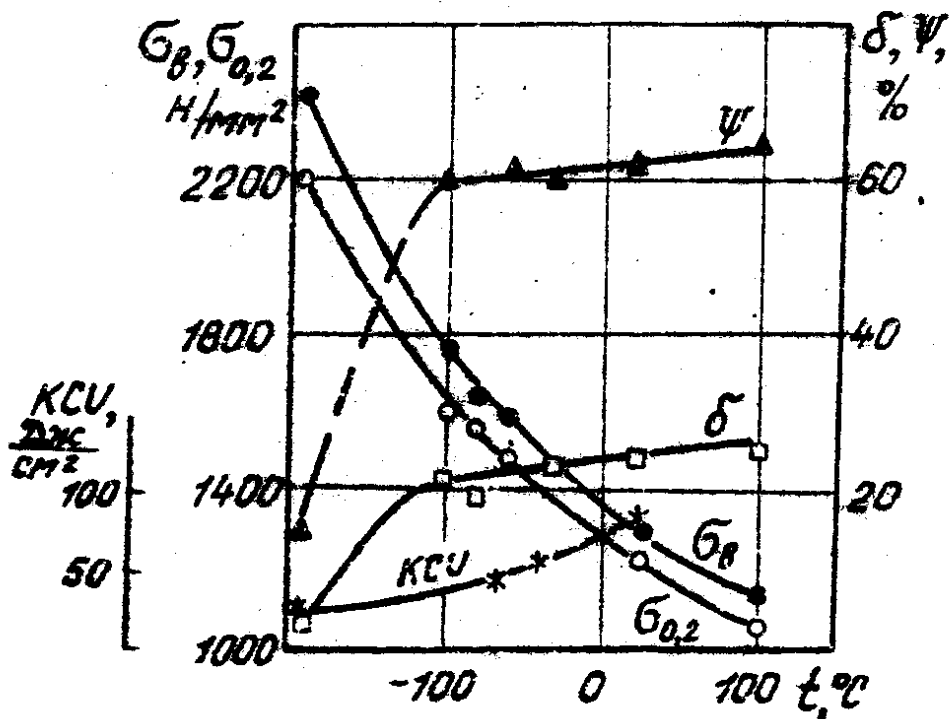


Рис. 1

СТОЙКОСТЬ ОПЫТНЫХ СТАЛЕЙ ПРОТИВ КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ

Основным критерием для определения стойкости образцов против КР было принято время до их разрушения. На поверхности образца при совместном воздействии коррозионной среды и приложенных напряжений образуется несколько трещин, которые проникают на определенную глубину. Когда сечение образца становится меньше критического, происходит быстрый долом.

Увеличение степени деформации, предшествующей испытаниям, и начальных напряжений снижает время до разрушения образцов.

ВТМО благоприятно воздействует на стойкость стали 50Г19Х5 против КР (время до разрушения при равном уровне напряжений возросло в 1,7 - 3 раза). Провоцирующий отжиг при 650 °С в течение 6 часов уменьшает время до разрушения как закаленных образцов (время до разрушения составило несколько часов), так и подвергнутых ВТМО ($\tau_{раз} = 330 \dots 580$ ч).

Повышение содержания хрома в стали до 8 - 9 % и дополнительное легирование никелем (около 1%), молибденом (0,6 - 0,7 %) и ванадием (0,1 %) существенным образом не изменило время до разрушения образцов. Магистральная коррозионная трещина распространяется по границам аустенитных зерен. Стали, содержащие 13 - 14 % Сr, обладают наименьшей стойкостью против КР из числа исследованных материалов. При увеличении содержания хрома до 18 % стойкость закаленных сталей резко возрастает. Образцы не разрушаются в течении 1200-1600 ч.

Стали, содержащие 0,5 % С, оказались стабильными при деформации до -80 °С, что позволяет получить $\sigma_{0,2} = 1100$ Н/мм² без образования λ -мартенсита при значительно меньшей степени деформации, чем в обычных условиях. За счет уменьшения степени предварительной деформации низкотемпературное растяжение на 20 - 30 % обеспечивает увеличение времени до разрушения образцов на 200 и более часов по сравнению с обычными испытаниями. Деформация ниже -80 °С приводит при растяжении к образованию мартенситных фаз, что уменьшает сопротивление КР. При -20 °С кроме микродвойников и ДУ наблюдаются дислокационные ячейки, коэффициент упрочнения становится почти таким же, как при комнатной температуре и предлагаемая обработка теряет свою эффективность. Таким образом, предпочтительный интервал температур деформации ограничен область $M_d + 20 \dots M_d + 60$ °С, что для опытных сталей составляет -40...-80 °С.

Замедленное охлаждение всех исследованных сталей, содержащих 0,5 % С, приводит к катастрофическому падению стойкости против КР, образцы разрушаются в течение нескольких часов. При этом коррозионная трещина проходит исключительно по границам зерен. В зоне КР обнаружены карбиды, которые имеют форму пластинок или дендритов и покрывают всю межзеренную поверхность. Присутствие карбидов обуславливает, во-первых, образование вокруг выделившихся частиц зон обедненного хромом аустенита, во-вторых, образование гальванической пары карбид-матрица, что приводит к ускоренному продвижению коррозионной трещины.

Стойкость малоуглеродистых сталей с азотом повышается с увеличением содержания хрома в твердом растворе. Высоким сопротивлением обладают стали, содержащие 18 - 19 % Cr и 0,05 - 0,08 % С (пл. № 15, 17). Все образцы после длительных испытаний были сняты без видимых коррозионных повреждений. Замедленное охлаждение со скоростью 1 К/с не оказывает влияния на их стойкость против КР.

РАСПАД ПЕРЕСЫЩЕННОГО АУСТЕНИТА Cr - Mn СТАЛЕЙ

Малоуглеродистые стали с азотом менее чувствительны к скорости охлаждения, чем высокоуглеродистые. Однако при изотермической выдержке в интервале температур 550 - 1050 °С в них происходит ячеистый (прерывистый) распад аустенита. Были построены диаграммы изотермического распада, имевшие С-образную форму. Начинается распад с выделения дисперсных частиц по границам зерен, затем происходит рост перлитоподобных ячеек, состоящих из чередующихся пластинок нитрида хрома Cr_2N и обедненного хромом и азотом аустенита. С течением времени превращение затухает, хотя не весь объем занимается ячеистым распадом. По-видимому, в аустенитной матрице уменьшается концентрация азота, который диффундирует из глубины зерен к фронту растущих ячеек. Косвенным подтверждением данному выводу служит то, что при увеличении длительности отжига понижается твердость нераспавшегося аустенита, уменьшается период решетки как нераспавшегося, так и обедненного аустенита. При определенной концентрации азота в матрице, соответствующей равновесному состоянию, превращение заканчивается. Этим, по-видимому, обусловлено то, что в сталях 05Г20Х7Н4МАФ и 05Г20Х14Н4МАФ, содержащих соответственно 0,2 и 0,27 % N отжиг при 800°С длительностью до 20 часов не приводит к ячеистому распаду, что подтверждается микроструктурными и рентгенографическими исследованиями.

Повышение концентрации азота до 0,72 % (сталь 07Г19АХ19) приводит к уменьшению инкубационного периода ячеистого распада (~ 1 мин) по сравнению со сталью 08Г18АХ18, содержащей 0,56 % азота ($\tau_{инк.} \sim 25$ мин). При этом "нос" диаграммы сдвигается в область более высоких температур (900 - 950 °С). Введение углерода в стали, содержащие около 0,5 % азота (пл. № 9, II - 15) приводит к аналогичному эффекту. В стали 50Г19Х19НЗМАФ наряду с ячеистым происходит непрерывный распад внутри аустенитных зерен. Дисперсные частицы карбонитридов выделяются на дефектах кристаллического строения, в основном на дислокациях. Прерывистый и непрерывный распад проходят одновременно и конкурируют друг с другом.

Появление ячеек прерывистого распада резко снижает стойкость стали 07Г19АХ19 против КР (до 26 - 40 ч). Коррозионная трещина распространяется в этом случае исключительно по границам зерен. После старения прочность изменяется незначительно, а δ и ψ заметно уменьшаются.

Холодная пластическая деформация стали 08Г18АХ18 существенно уменьшает инкубационный период выделения нитридов, а минимум его (~ 5 мин) сдвигается в область 830 °С. При температурах > 650 °С на процессы распада накладывается рекристаллизация.

На стали 07Г19АХ19 была изучена возможность измельчения зерна путем перекристаллизации. После термобработки, заключающейся в закалке от 1150 °С и последующего старения при 800 °С в течение 8 ч, образцы нагревались до 1050 °С. Двадцатиминутной выдержки при этой температуре достаточно для полного растворения продуктов распада. Измельчения зерна не произошло. Серия выдержек состаренных образцов при более низкой температуре (1025 °С) показала, что при растворении ячеек происходит обратное движение большеугловых границ, разделяющих ячейку и матрицу. В результате исходный размер зерна полностью восстанавливается. При повышении температуры отжига выше 1000 °С параметр решетки аустенита остается постоянным и равным периоду аустенита до старения, что говорит об обратном переходе азота в твердый раствор.

Чтобы определить оптимальное содержание углерода в сталях с 0,5 % N по формуле

$$v_{кр.} = \frac{T_{ауст.} - T_{мин}}{1,5 \tau_{инк.}}$$

были рассчитаны критические скорости охлаждения, т.е. минимальные скорости, при которых полностью подавляется распад пересыщенного аустенита (рис. 2).

Зависимость инкубационного периода выделения избыточных фаз ($\tau_{инк.}$) и критической скорости охлаждения ($V_{кр.}$) от содержания углерода в $Cr - Mn$ аустенитных сталях

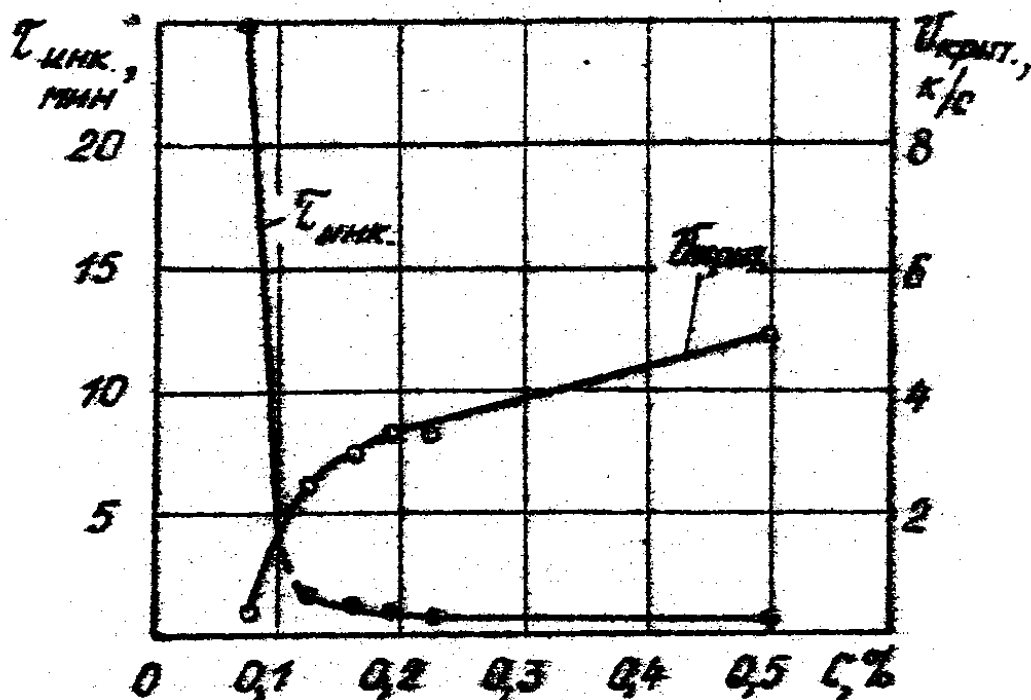


Рис. 2

Если требуется избежать выделения избыточных фаз, то, зная условия охлаждения, по рис. 2 можно рассчитать предельно допустимую концентрацию углерода в стали. При реальной скорости охлаждения бандажного кольца (3 К/с), содержание углерода в азотистых сталях не должно превышать 0,1 %. С другой стороны, если известны размеры детали, то путем несложной процедуры, используя номограммы Блантэра М.Е., можно выбрать среду, охлаждение в которой гарантировало бы полное подавление распада пересыщенного аустенита.

ВЫВОДЫ

1. Исследованные $Cr - Mn$ стали могут быть упрочнены холодной пластической деформацией до уровня $\sigma_{0,2} = 1200 \text{ Н/мм}^2$ (при $\delta = 16 - 20 \%$). Лучшим сочетанием свойств обладают стали, в которых деформация осуществляется в основном микродвойникованием.

2. Устойчивое сопротивление закаленных сталей против коррозии под напряжением наступает при легировании 18 % хрома.

3. Замедленное охлаждение сталей с 0,5 % C вызывает выделение карбидов по границам зерен, что влечет за собой катастрофическое

падение стойкости против коррозионного растрескивания и ухудшение упрочняемости. Аустенит малоуглеродистых сталей с азотом более стабилен и принятые скорости охлаждения не влияют на механические свойства и стойкость сталей против КР.

4. В высокоазотистых сталях ($\geq 0,39 \% N$) при изотермической выдержке в интервале температур 550 - 1050 °С происходит ячеистый распад пересыщенного азотом аустенита, сопровождающийся диффузией азота на дальние расстояния. Минимальный инкубационный период при содержании азота 0,56 % составляет ~25 минут при 750 °С. Повышение в стали содержания азота или углерода приводит к уменьшению инкубационного периода и сдвигает "нос" С-образной диаграммы в область более высоких температур. Холодная пластическая деформация влияет аналогичным образом.

5. Появление продуктов ячеистого распада приводит к снижению пластичности и стойкости против КР С_г - М_г - N аустенитных сталей. Растворение продуктов распада приводит к восстановлению исходного размера зерна.

6. Оптимальное содержание азота в бандажных сталях составляет 0,5 - 0,6 %, углерода $\leq 0,1$ %.

7. Результаты исследования были использованы на ПО "Уралмаш" при изготовлении промышленных бандажных колец турбогенераторов. Ожидаемый экономический эффект от применения стали, стойкой против коррозионного растрескивания, составляет 457543 руб. Долевое участие ЧИИ 130000 руб.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ ОПУБЛИКОВАНО В РАБОТАХ:

1. Структура и свойства высокопрочной аустенитной стали 05Г22АХ18 после холодной деформации / Гойхенберг Ю.Н., Мирмельштейн В.А., Внуков В.Ю. // Вопросы производства и обработки металлов и сплавов.- Челябинск.- ЧИИ.- 1985.- С.67-69.

2. Сопротивление коррозионному растрескиванию, структура и свойства упрочненных хромо-марганцевых аустенитных сталей / Гойхенберг Ю.А., Журавлев Л.Г., Мирзаев Д.А., Журавлева В.В., Силина Е.И., Внуков В.Ю. // ФММ.- 1987.- Т.63.- Вып.4.- С.793-800.

3. Гойхенберг Ю.Н., Мирзаев Д.А., Внуков В.Ю. Изменение структуры и свойств высокопрочной стали при пластической деформации в широком интервале температур // Тезисы докладов 12-й научно-технической конференции по тепловой микроскопии / Структура и прочность материалов в широком диапазоне температур.- Москва.- 1986.- С.66-67.

4. Исследование коррозионного растрескивания, структуры и свойств упрочненных Cr - Mn аустенитных сталей с азотом / Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Мирзаев Д.А., Журавлева В.В., Силлина Е.П., Внуков В.Ю.- ФММ.- 1988.- Т.65.- Вып.6.- С.1131-1137.

5. Гойхенберг Ю.Н., Журавлев Л.Г., Внуков В.Ю. Старение хромо-марганцевых аустенитных сталей с азотом // Тезисы докладов всесоюзного совещания / Фундаментальные проблемы старения. Разработка новых классов стареющих сплавов.- Свердловск.- ИФМ УрО АН СССР.- 1989.- С.40.

6. Авторское свидетельство 1340172 СССР, МКИ С23 С38/58. Способ обработки немагнитных аустенитных сталей для изготовления бандажных колец роторов / Ю.Н.Гойхенберг, Д.А.Мирзаев, Л.Г.Журавлев, В.А.Мирмельштейн, Е.П.Силлина, В.Ю.Внуков // Б. И. - 1987.- В35.- С.270.

Внуков