

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЕ АЗОТОМ НА УПРОЧНЕНИЕ И СТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА СТАЛИ ТИПА X18N10*

Капуткина Л.М.¹, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (kaputkina@mail.ru)

Медведев М.Г.², к.т.н., старший научный сотрудник

Прокошкина В.Г.¹, к.т.н., старший научный сотрудник, доцент

Смарыгина И.В.¹, к.т.н., доцент

Свяжгин А.Г.¹, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

²ОАО НПО «ЦНИИТМАШ»

(Россия, 115088, Москва, Шарикоподшипниковская ул., 4)

Аннотация. Исследовано упрочнение и изменение стабильности аустенита в результате легирования азотом стали типа X18N10 в интервале температур, обычном для применения таких сталей в качестве коррозионностойких конструкционных теплостойких и/или криогенных. Показано, что легирование азотом перспективно для упрочнения и повышения стабильности аустенитных нержавеющей сталей. Дополнительное упрочнение за счет предварительного холодного или теплого наклепа повышает склонность к образованию мартенсита под нагрузкой, что ограничивает рабочую температуру таких сталей. Высокопрочные немагнитные азотистые стали на базе X18AN10 с содержанием азота до 0,22 % в качестве криогенных пригодны для недеформируемых изделий. В противном случае при температурах ниже -70°C в них будет всегда образовываться мартенсит деформации. Одновременно высокая прочность, пластичность и вязкость для таких сталей могут быть достигнуты только за счет трип-эффекта или мелкого зерна. Азот эффективно упрочняет твердый раствор в высокотемпературном состоянии. Комбинирование горячей и теплой деформации может быть использовано для дополнительного упрочнения сталей при термомеханической обработке, в том числе и за счет протекания деформационного старения, что эффективно для применения таких сталей в качестве теплостойких.

Ключевые слова: аустенитная сталь, криогенная сталь, коррозионная стойкость, теплостойкость, легирование азотом, термическая стабильность, термомеханическое упрочнение.

Аустенитные стали типа X18N10 широко применяются как коррозионностойкие, жаропрочные (теплостойкие), криогенные. Легирование сталей азотом, используемое в последнее время, оказалось эффективным для повышения стабильности, прочности и коррозионной стойкости таких аустенитных сталей [1 – 7].

Однако в виду сложности и многофакторности влияния азота до сих пор нет четких критериев выбора рационального содержания азота и получаемой структуры для сталей различного назначения.

Азот расширяет аустенитную область и тем самым стабилизирует аустенит сильнее, чем углерод, давая возможность уменьшить содержание никеля.

Азот, как и углерод, обеспечивает твердорастворное упрочнение стали, являясь элементом внедрения, и дисперсионное упрочнение за счет образования нитридов и карбонитридов. При этом азот, имея несколько меньший диаметр атома, по сравнению с углеродом, оказывает более сильное влияние на твердорастворное упрочнение. Азот способствует большему деформационному упрочнению, снижая энергию дефектов упаковки аустенита, проявляет тенденцию к упорядочению

твердого раствора, имеет большую энергию взаимодействия с дислокациями.

Нитриды в хромоникелевых сталях более дисперсны и равномерно распределены, чем карбиды, что позволяет получать одновременно высокие характеристики прочности, пластичности и вязкости.

Эффективно также зернограничное упрочнение азотистых сталей за счет выделения дисперсных нитридов и карбонитридов по границам и субграницам и получения при термической обработке более мелкого зерна.

Азот снижает температуру начала мартенситного превращения при охлаждении, но может увеличить склонность к образованию мартенсита деформации благодаря снижению энергии дефектов упаковки.

Стабильные хромоникелевые и хромомарганцевые аустенитные стали, легированные азотом, часто упрочняют холодной пластической деформацией и старением.

Повышение содержания N и N + C из-за большего пересыщения твердого раствора может увеличить эффект старения во время и после деформации, что может проявиться в снижении температуры распада аустенита. Это, в свою очередь, приведет к уменьшению легированности твердого раствора, снижению стабильности аустенита и соответственно к изменению процессов структурообразования (в том числе рекристаллизации)

* Работа выполнена в рамках задания Министерства образования и науки РФ № 11.1943.2014/К.

и ухудшению коррозионных и других специальных свойств. В частности, возможно снижение длительной прочности в результате выделения нитридов и карбонитридов $Cr_{23}(CN)_6$, $Cr_2(CN)$. В таком случае для сохранения свойств необходимо корректировать легирование стали: уменьшать содержание азота, либо вводить дополнительно другие легирующие элементы.

Применение термомеханической обработки при рациональных режимах для азотсодержащих аустенитных сталей эффективно. Учитывая, что прочность и другие свойства определяются составом и структурой аустенита, а также фазами, выделяющимися в процессе деформации и старения, диапазон регулируемых параметров для азотистых сталей может быть расширен.

Легирование азотом повышает сопротивление горячей деформации, но тормозит процессы динамической рекристаллизации, поэтому температуры нагрева при высокотемпературной термомеханической обработке могут быть выше по сравнению с безазотистыми сталями.

Легирование сталей азотом повышает стойкость к локальным видам коррозии и межкристаллитной коррозии [6, 7]. Однако коррозионная стойкость чувствительна к структурному состоянию сталей, поэтому при термомеханическом упрочнении азотсодержащих сталей также требуется более четкий выбор регламентированных параметров структуры и более строгое соблюдение технологии выплавки и обработки.

Таким образом, в связи с изменением процессов структурообразования и формирования свойств при введении в сталь даже небольшого количества азота необходимо достаточно строго контролировать химический состав, корректировать режимы термической и термомеханической обработки (температуру, степень деформации, продолжительность) и последующих условий охлаждения и старения в зависимости от областей применения стали. В частности, необходимо учитывать конкретные температуры выделения и растворения нитридов, которые можно оценить по термодинамическим расчетам, напри-

мер, используя диаграммы фазовых равновесий. Изменение стабильности аустенита под нагрузкой и в ее отсутствие можно оценить только экспериментально.

Целью настоящей работы являлось исследование упрочнения и изменение стабильности аустенита в результате легирования азотом стали типа X18H10 в интервале температур, обычном для применения таких сталей в качестве коррозионноустойчивых конструктивных теплостойких и/или криогенных.

В качестве материала исследований были взяты стали типа X18H10 с различным содержанием азота: от обычного для примеси (менее 0,01 %) до 0,22 % для специально легированных азотом с применением традиционных технологий выплавки коррозионноустойчивых хромоникелевых сталей. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Исследуемые стали получены и предварительно обработаны следующим образом. Сталь № 2 (12X18H10T) промышленной выплавки в горячекатаном состоянии.

Легированные азотом стали выплавлены в лабораторных условиях с использованием компонентов шихты различной чистоты по примесям. Стали № 3 и 4 (08X18AH10) получены в индукционной печи переплавом безазотистой стали близкого химического состава с добавлением до требуемого состава чистых шихтовых компонентов. При этом использовали феррохром азотированный с содержанием азота 9,4 %, феррохром безуглеродистый марки 9X005, марганец металлический марки Mn965, никель электролитический марки H1, железо типа «армко» с содержанием углерода до 0,01 % и титан марки BT-1. Полученные слитки массой 12,5 кг были подвергнуты ковке в диапазоне температур 1160 – 820 °С со степенью общей деформации 80 % и охлаждены на воздухе.

Сталь № 5 (X18AH10) выплавлена в индукционной вакуумной печи, в качестве шихты использовали чистые материалы: техническое железо марки 008ЖР, электролитический никель H1, электролитический

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Номер стали	Марка стали	Содержание легирующих элементов, % (по массе)*								
		C	Cr	Ni	Mn	Mo	S	P	Al	N
1	08X18H10 (требования ГОСТ 5632-72)	<0,080	17,0 – 19,0	9,0 – 11,0	<2,00	–	<0,020	<0,035	–	–
2	12X18H10T	0,100	17,7	9,5	1,19	0,10	0,007	0,027	0,11	<0,01
3	X18AH10 (N = 0,135 %)	0,050	18,0	10,3	1,04	–	0,015	0,023	0,10	0,135
4	X18AH10 (N = 0,186 %)	0,050	18,1	9,6	0,82	<0,10	0,018	0,025	0,12	0,186
5	X18AH10 (чистая, N = 0,220 %)	0,007	19,1	9,3	1,42	0,012	0,004	0,002	0,035	0,220

* Остальное Fe, % (по массе)

марганец Мн998, чистый хром Х99, азотированный феррохром ФХН8, алюминий гранулированный. Слиток массой 10,8 кг ковали в температурном интервале 1070 – 1000 °С с суммарной степенью обжатия 75 % и охлаждали на воздухе. Далее поковки повергали горячей прокатке при 1070 – 1000 °С с суммарной степенью обжатия 45 % и охлаждали на воздухе.

Заключительными обработками являлись

– закалка на твердый раствор с температуры 1050 °С в воде либо на воздухе;

– термомеханическая обработка по схеме ВТМО, включающая горячую многопроходную продольную прокатку (температура нагрева 1070 °С) со степенью обжатия $\epsilon = 35, 50$ и 80 % и охлаждение с температуры конца прокатки в воде или на воздухе.

Изучены структура, фазовый состав и механические свойства сталей после различных схем термической и термомеханической обработки, а также их механическое поведение в условиях горячей и теплой деформации.

Качественный анализ микроструктуры проведен с использованием световой микроскопии. Фазовый состав и период решетки аустенита изучены методом рентгенографического анализа. Съемка проведена на дифрактометре ДРОН-4 с использованием $Co_{K\alpha}$ излучения и графитового монохроматора.

Твердость HV, механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб определены для всех сталей при комнатной температуре (+20 °С), а для стали № 5 (X18АН10) и при температуре –163 °С. В исходном состоянии и после испытаний на растяжение и ударный изгиб образцы исследованы на наличие ферромагнитной фазы с помощью ферритометра МФ-51НЦ.

Сопrotивление горячей и теплой деформации изучено при испытаниях на сжатие с помощью дилатометра-пластометра типа 805 A/D или комплекса «Gleeble System 3800».

Все исследуемые стали при комнатной температуре являются аустенитными, что соответствует их положению на диаграмме Шеффлера (рис. 1), они немагнитны, рентгенографически α -фазы также не обнаружено.

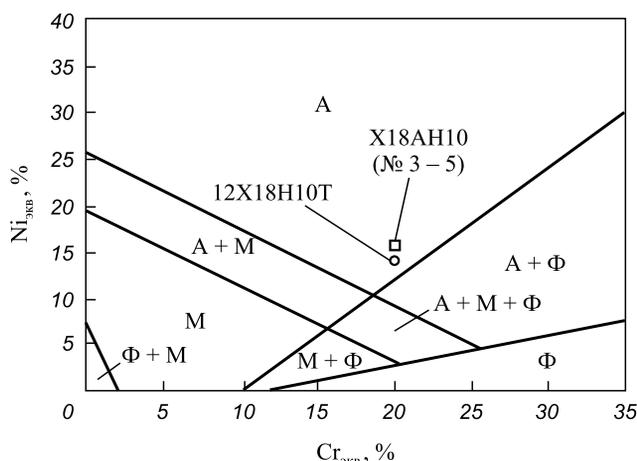


Рис. 1. Положение исследуемых сталей на диаграмме Шеффлера

Оцененные температуры начала мартенситного превращения сталей по формуле, учитывающей только собственно химический состав [8]

$$M_H = 500 - 25(Ni + 0,8Cr + 1,2Mn - 8) - 12,5Mo - 29,4Ti - 35Nb - 32,6Cu - 8,4Co - 254(C + N),$$

представлены в табл. 2. Величины M_H находятся в интервале +23 °С [сталь № 2 (12Х18Н10Т)] ÷ 17 °С [сталь № 1 (X18Н10)].

Построенное по программе Thermo-Calc на основе термодинамической базы TCFe6 политермическое сечение диаграмм фазовых равновесий при содержании легирующих элементов, соответствующем составам стали (см. табл. 1), и содержанию азота от 0 до 1 % представлено на рис. 2. Видно, что температуры горячей деформации и нагрева под закалку соответствуют аустенитной области, т. е. при полном растворении избыточных фаз ни δ -феррита, ни мартенсита в исследуемых сталях быть не должно.

Механические свойства исследуемых сталей представлены в табл. 3, результаты для сталей № 2 – 4 приведены по данным работы [9]. Значения твердости у всех исследованных сталей близки и характерны для аустенитных сталей.

При испытаниях на растяжение при 20 °С все азотистые стали обнаружили типичное для аустенитных сталей поведение, характерное для стабильных высокопластичных материалов при плюсовых температурах. Диаграммы деформации плавные, без зубчатости, за исключением стали № 5 (X18АН10), отличающейся высокой пластичностью, для которой при деформации выше 30 – 40 % на диаграмме обнаружена слабо заметная зубчатость (с малой величиной зубцов). После испытаний образцы этой стали были слабомагнитными (табл. 4), что говорит о том, что в них образовалось небольшое количество мартенсита деформации

Таблица 2

Оценки температур M_H , M_{d30} и $Ni_{экв}$ для M_{d30}

Номер стали	Марка стали	M_H , °С	M_{d30} , °С	$Ni_{экв} (M_{d30})^*$
1	08X18Н10**	-17	-15	25
2	12X18Н10Т	23	-1	24
3	X18АН10 (N = 0,135 %)	-14	-54	26
4	X18АН10 (N = 0,186 %)	-7	-66	25
5	X18АН10 (чистая, N = 0,220 %)	-15	-71	26

* Рассчитано без учета азота

** Рассчитано по верхнему пределу содержания легирующих элементов в соответствии с ГОСТ 5632-72

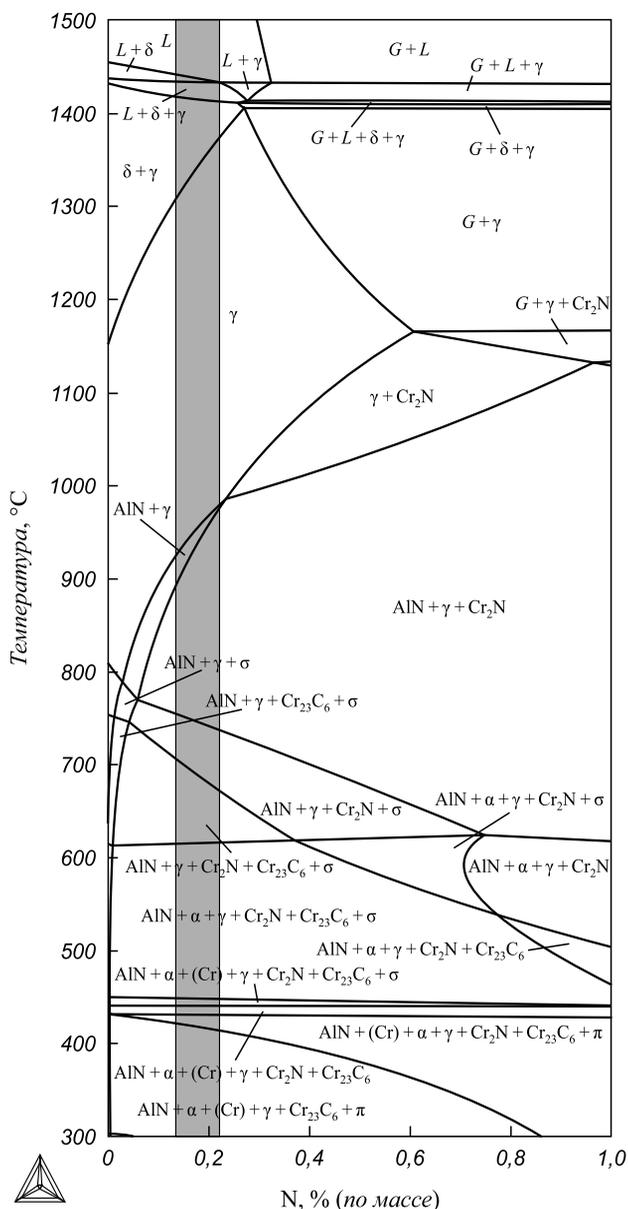


Рис. 2. Диаграмма фазовых равновесий стали X18AN10 (выделена область 0,135 – 0,220 % N)

(α-мартенсита). Остальные стали в области равномерной деформации и после растяжения до разрушения при комнатной температуре оставались немагнитными. После растяжения при -163 °C сталь № 5 (X18AN10) стала сильно магнитной (см. табл. 4), что свидетельствует о достаточно большом количестве образовавшегося в ней мартенсита.

Показатели прочности сталей растут по мере увеличения содержания азота в сталях № 2 – 5 (см. табл. 3), причем в большей степени повышается сопротивление малой пластической деформации $\sigma_{0,2}$. Характеристики прочности при температуре -163 °C естественно выше, чем при комнатной температуре.

Оценки склонности к образованию мартенсита деформации по температуре M_{d30} , при которой 50 % мартенсита образуется под воздействием деформации в 30 %, по формуле Т. Гладмена, Дж. Хаммонда, Ф. Марша [10]

$$M_{d30} = 497 - 462(C + N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 20Ni - 18,5Mo$$

и никелевый эквивалент для M_{d30} , рассчитанный по формуле [11]

$$Ni_{эKB}(M_{d30}) = Ni + 0,65Cr + 0,98Mo + 1,05Mn + 0,35Si + 12,5C,$$

в целом отражают влияние состава стали (см. табл. 2) после заключительной обработки на твердый раствор. Реальные конкретные цифры могут быть другими, поскольку здесь, как и при оценке M_H , также не учтены ни различия в структурном состоянии сталей, ни условия деформации. Значение M_H сталей может быть снижено за счет измельчения зерна до 10 мкм при предварительной обработке, M_{d30} при этом практически не изменяется [12].

Таблица 3

Механические свойства исследуемых сталей

Номер стали	Марка стали	Обработка	T, °C	HV, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ/δ_p^* , %	ψ , %	KCU (KCV), МДж/м ²
2	12X18N10T	Закалка, воздух	+20	210	515	230	47	51	(2,2)
		ВТМО 80 %, воздух	+20	310	700	440	26	54	(0,9)
3	X18AN10 (N = 0,135 %)	Закалка, вода	+20	255	530	315	29	63	(2,2)
		ВТМО 50 %, вода	+20	260	670	370	42	71	(1,9)
4	X18AN10 (N = 0,186 %)	Закалка, вода	+20	240	715	355	25	67	(1,7)
		ВТМО 50 %, вода	+20	255	690	345	27	74	(1,3)
5	X18AN10 (чистая, N = 0,220 %)	ВТМО 35 %, вода	+20	240	750	400	63/44	84	3,9
			-163	-	1065	645	39/31	78	2,5

* δ_p – относительное удлинение, соответствующее равномерной деформации.

Оценки стабильности аустенита при механических испытаниях стали № 5 (X18АН10)

Т _{исп} , °С	Испытания на растяжение			Испытания на ударный изгиб		
	δ _p , %	магнитность в области равномерной деформации	магнитность в шейке	магнитность вдали от области разрушения	магнитность в области излома	количество аустенита*, %
+20	44	Слабо магнитный	Слабо магнитный	Немагнитный	Немагнитный	100
-163	31	Сильно магнитный	Сильно магнитный	Слабо магнитный	Средне магнитный	96

* Количество аустенита в недеформированных образцах, определенное рентгенографически.

Все стали при растяжении при комнатной температуре имеют высокие характеристики пластичности: δ от 26 до 63 %, ψ от 51 до 84 % (см. табл. 3). Больше пластичностью обладает чистая сталь № 5 (X18АН10) с наибольшим содержанием азота среди рассматриваемых сталей, имеющая меньшую стабильность при деформации и высокие значения прочности. Можно отметить и достаточно высокую пластичность данной стали при температуре -163 °С: δ = 39 %, ψ = 78 % за счет трип-эффекта.

На диаграммах деформации при испытаниях при температуре -163 °С у стали № 5 (X18АН10) также появилась зубчатость уже при деформации более 10 %.

Интенсивное образование мартенсита деформации в азотистых сталях типа X18АН10 ведет к их сильному деформационному упрочнению и при сохранении высокой пластичности обуславливает высокий уровень отношения $\sigma_B/\sigma_{0,2}$.

Испытания при комнатной и отрицательной температурах показали хорошую воспроизводимость результатов и весьма малый разброс абсолютных значений всех характеристик прочности и пластичности, что отражает стабильность механического поведения всех исследованных сталей.

Результаты испытаний на ударную вязкость показали высокие значения этой величины и для сталей с азотом при комнатной температуре: $KCU_{+20^\circ C} = 1,7 - 3,9$ МДж/м², максимальное значение ударной вязкости имеет чистая сталь № 5 (X18АН10).

Ударная вязкость при температуре испытаний -163 °С для стали № 5 (X18АН10) также достаточно высокая - 2,5 МДж/м². В зоне пластической деформации и разрушения стали № 5 (X18АН10) обнаружен α-мартенсит: вблизи зоны разрушения сплав стал магнитным (см. табл. 4). Это свидетельствует о том, что даже при таких высоких скоростях нагружения (~10 м/с) развивается достаточно большая пластическая деформация за счет реализации трип-эффекта.

Таким образом, легированные азотом стали типа X18АН10 могут быть использованы как криогенные с повышенной прочностью при отсутствии жестких требований по немагнитности и/или малой допустимой деформации, особенно при низких температурах.

Для исследования механического поведения в условиях горячей деформации аустенитных сталей с азотом были получены диаграммы горячей деформации сжатием при температурах 1050, 1100 °С и скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 0,1, 1$ и 10 с⁻¹. На рис. 3 приведены при-

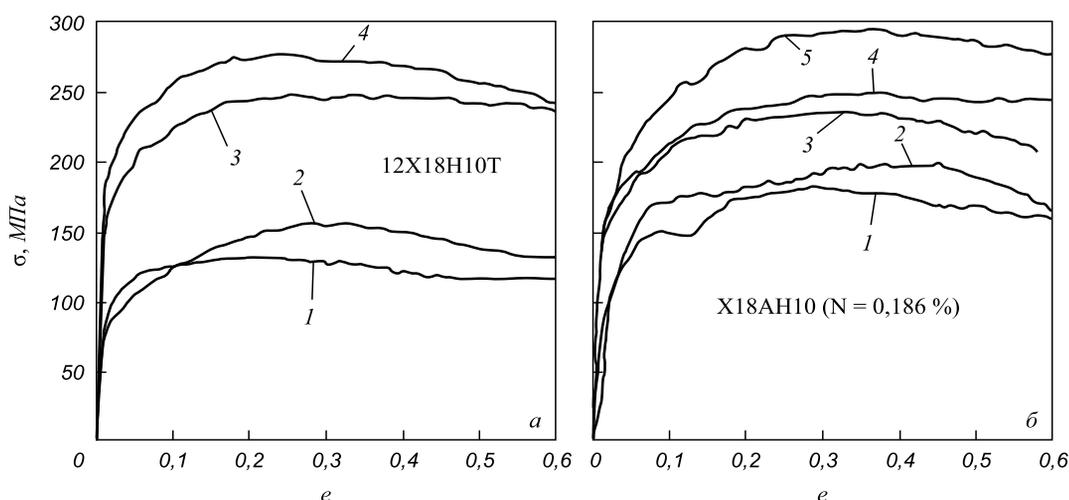


Рис. 3. Диаграммы горячей деформации сжатием сталей № 4 (X18АН10, N = 0,186 %) и № 2 (12X18H10T):
 а - 1 - (1050 °С, $\dot{\epsilon} = 0,1$ с⁻¹); 2 - (1050 °С, $\dot{\epsilon} = 1$ с⁻¹); 3 - (1100 °С, $\dot{\epsilon} = 10$ с⁻¹); 4 - (1050 °С, $\dot{\epsilon} = 10$ с⁻¹);
 б - 1 - (1100 °С, $\dot{\epsilon} = 1$ с⁻¹); 2 - (1050 °С, $\dot{\epsilon} = 0,1$ с⁻¹); 3 - (1050 °С, $\dot{\epsilon} = 1$ с⁻¹); 4 - (1100 °С, $\dot{\epsilon} = 10$ с⁻¹); 5 - (1050 °С, $\dot{\epsilon} = 10$ с⁻¹)

меры диаграмм горячей деформации для сталей № 4 (X18АН10) и № 2 (12Х18Н10Т), в табл. 5 – параметры диаграмм горячей деформации.

На основании анализа диаграмм горячей деформации можно отметить следующее. Диаграммы носят обычный характер. Качественный характер диаграмм горячей деформации изменяется в зависимости от температуры и скоростных условий деформации примерно одинаково для всех сталей, т.е. с ростом температуры и понижением скорости деформации сопротивление деформации уменьшается.

На диаграммах горячей деформации сталей, легированных азотом, при температуре 1050 °С и скорости деформации 0,1 с⁻¹ появляется площадка текучести. При горячей деформации и еще более вероятно при теплой деформации в азотистых аустенитных сталях могут наблюдаться эффекты старения, как отмечалось в работе [13]. Повышение содержания азота в сталях типа X18АН10 может сместить температурный интервал выделения карбонитридов к более низким температурам по сравнению со сталями базового состава X18Н10. В работе [13] с помощью калориметрического анализа наблюдали небольшие тепловые эффекты в сталях с азотом в интервале температур 340 – 450 °С которые, возможно, связаны с выделением нитридных и карбонитридных фаз.

При одинаковых условиях деформации на сопротивление горячей деформации аустенитных азотсодержащих сталей влияет главным образом их состав. Легирование азотом за счет эффективного упрочнения твердого раствора при равных скоростях и температурах деформации повышает сопротивление деформации и смещает процесс разупрочнения к меньшим

степеням деформации. Однако эти соотношения могут изменяться для разных условий деформации и составов стали, поскольку они определяются конкуренцией процессов упрочнения и разупрочнения, в первую очередь динамической рекристаллизацией. Так, при температуре 1050 °С и скоростях деформации 1 – 10 с⁻¹ сталь с 0,186 % азота имеет максимальное напряжение σ_{max} на 15 – 90 МПа и соответствующую ему степень деформации ϵ_{max} на 5 – 15 % выше, чем сталь без азота (см. табл. 5). Как и показано в более ранних работах [14], исходная структура влияет на процессы разупрочнения опосредовано, через влияние размера зерна на процесс рекристаллизации. Конечная структура и свойства горячедеформированного с большой степенью аустенита определяются только условиями горячей деформации.

Теплую деформацию аустенитных сталей проводили при температуре максимального проявления эффекта старения – 410 °С. Наибольшее упрочнение при этом достигнуто при обработке по схеме горячая деформация → теплая деформация.

Так, теплая деформация стали № 3 (X18АН10) при 410 °С сжатием до истинной степени $e = 0,08$ со скоростью 0,01 с⁻¹ в вакууме после горячего сжатия при температуре 1050 °С до $e = 0,27$ со скоростью 1 с⁻¹ и быстрого охлаждения до температуры 410 °С привела к дополнительному упрочнению на ~170 МПа. Сопротивление деформации при $e = 0,08$ (близко к установившейся стадии) достигло 436 МПа. Совмещенная диаграмма горячей и теплой деформации стали № 3 (X18АН10) приведена на рис. 4.

Диаграммы теплой деформации имеют обычный вид, явной зубчатости не выявлено. Средняя величина

Таблица 5

Параметры диаграмм горячей деформации и зеренной структуры*

Номер стали	Марка стали	T, °С	$\dot{\epsilon}$, с ⁻¹	ϵ_{max}	σ_{max} , МПа	V_R , %	D_{cp} , мкм
2	12Х18Н10Т	1050	0,1	0,21	133	100	4,4
			1,0	0,27	156	100	3,6
			10	0,24	277	–	–
		1100	10	0,25	249	–	–
3	X18АН10 (N = 0,135 %)	1050	1,0	0,32	208	80	4,0
			10	0,39	269	95	2,3
		1100	0,1	0,31	100	100	3,8
			1,0	0,44	193	100	4,3
4	X18АН10 (N = 0,186 %)	1050	0,1	0,40	197	45	4,0
			1,0	0,30	242	95	3,4
			10	0,37	294	–	–
		1100	1,0	0,28	195	–	–
			10	0,36	245	–	–

* σ_{max} , ϵ_{max} – максимальное напряжение и соответствующая ему степень деформации; V_R – объемная доля рекристаллизованных зерен; D_{cp} – средний размер зерна

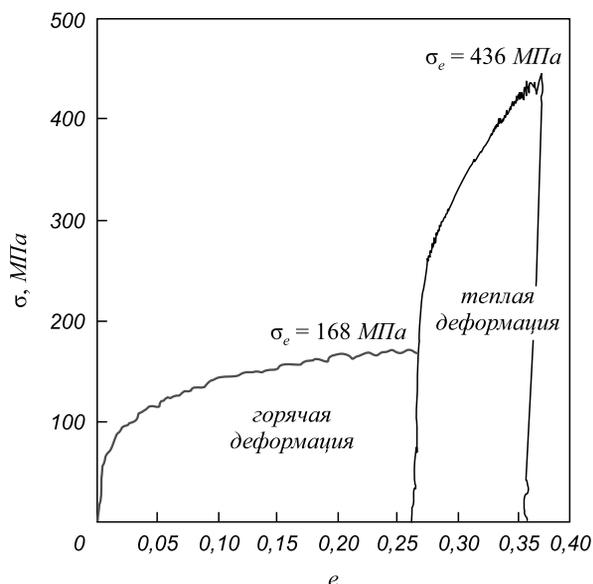


Рис. 4. Совмещенная диаграмма горячей (1050 °C, $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$) и теплой (410 °C, $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ с}^{-1}$) деформации сжатием стали №3 (X18АН10, N = 0,135 %)

аустенитного зерна в процессе теплой деформации не изменяется. Сопротивление теплой деформации определяется как составом стали, так и структурой горячедеформированного аустенита, т. е. зависит от режимов горячей деформации каждой стали. Добавка азота существенно повышает сопротивление малым ($\sigma_{0,2}$) и большим (σ_e) степеням теплой деформации. Мелкое зерно усиливает эффект повышения сопротивления большим деформациям.

После охлаждения до комнатной температуры все стали оставались аустенитными. Твердость заметно возросла. Например, для стали №3 (X18АН10) – до 260 HV по сравнению с 245 HV для горячедеформированного и 200 HV для недеформированного состояния.

Выводы. Легирование азотом перспективно для упрочнения и повышения стабильности аустенитных нержавеющих сталей, применяемых в качестве теплоустойчивых и криогенных.

Прочность и термическая стабильность аустенита растут с повышением содержания азота. Дополнительное упрочнение за счет предварительного холодного или теплого наклепа, обычно применяемое для аустенитных сталей, повышает склонность к образованию мартенсита под нагрузкой, особенно вблизи и ниже M_H , т.е. ограничивает рабочую температуру таких сталей.

В качестве криогенных высокопрочных немагнитных азотистые стали на базе X18АН10 с содержанием азота до 0,22 % пригодны для недеформируемых изделий, в противном случае при температурах ниже –70 °C в них всегда будет образовываться мартенсит деформации. Одновременно высокая прочность, пластичность и вязкость (особенно в случае повышенной чистоты

по вредным примесям) для таких сталей могут быть достигнуты только за счет трип-эффекта или мелкого зерна.

Азот эффективно упрочняет твердый раствор в высокотемпературном состоянии, при этом сопротивление горячей деформации азотсодержащих сталей возрастает с увеличением скорости и уменьшением температуры деформации тем в большей степени, чем больше в этой стали содержание азота в твердом растворе.

Комбинирование горячей и теплой деформации может быть использовано для дополнительного упрочнения сталей при термомеханической обработке, в том числе и за счет протекания деформационного старения, что эффективно для применения таких сталей в качестве теплоустойчивых, а также в качестве высокопрочных хладостойких и криогенных при отсутствии специальных требований по немагнитности.

Вместе с тем повышение содержания азота в хромоникелевых аустенитных сталях, усиливая эффекты деформационного старения при горячей и теплой деформации, может изменить их коррозионную стойкость и термическую стабильность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Солнцев Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы. – СПб.: Химиздат, 2005. – 480 с.
2. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Слепцов О.И. Материалы для низких и криогенных температур: Энциклопедический справочник. – СПб.: Химиздат, 2008. – 768 с.
3. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. – М.: Металлургия, 1967. – 800 с.
4. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G. // Proceed. 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels. – Moscow: MISiS, 2009. P. 77 – 82.
5. Svyazhin A.G., Siwka J., Kaputkina L.M. // Proceed. of Int. Conf. Advanced Steels. China. Beijing. Metallurgical Industry Press. 2010. P. 352 – 356.
6. Speidel M.O., Speidel H.J. // Proceed. 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels. – Moscow: MISiS, 2009. P. 121 – 128.
7. Мушников С.Ю., Легостаев Ю.Л., Харьков А.А. и др. // Вопросы материаловедения. 2004. № 2 (38). С. 126 – 135.
8. Бирман С.Р. Экономнолегированные мартенситностареющие стали. – М.: Металлургия, 1974. – 208 с.
9. Ложников Ю.И., Капуткина Л.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2004. № 5. С. 50 – 54.
10. Пикеринг Ф.Б. Физическое материаловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
11. Hirayama T., Ogirima M. // J. Japan. Inst. Metals. 1970. Vol. 34. P. 507 – 516.
12. Matsuoka Y., Iwasaki T., Nakada N. etc. // ISIJ International. 2013. Vol. 53. No. 7. P. 1224 – 1230.
13. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Хадеев Г.Е. и др. // МиТОМ. 2013. № 6. С. 38 – 43.
14. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей. / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина и др. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.

© 2014 г. Капуткина Л.М., Медведев М.Г., Прокошкина В.Г., Смарикина И.В., Свяжин А.Г.
Поступила 23 мая 2014 г.

INFLUENCE OF NITROGEN ALLOYING AT STRENGTHENING AND STABILITY OF AUSTENITE STEEL TYPE Cr18Ni10

Kaputkina L.M.¹, *Dr. Sci. (Phys.–Math.), Prof. of the Chair of Plastic deformation of special alloys*

(kaputkina@mail.ru)

Medvedev M.G.², *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher*

Prokoshkina V.G.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Prof., Senior Researcher of the Chair of Plastic deformation of special alloys*

Smarygina I.V.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Assoc. Prof. of the Chair of Plastic deformation of special alloys*

Svyazhin A.G.¹, *Dr. Sci. (Eng.), Chief Researcher, Prof. of the Chair “Metallurgy of steel and ferroalloys”*

¹ National Research Technological University MISIS (Leninskii pr., 4, Moscow, 119049, Russia)

² OJSC Russian State Research Center “CNITMASH” (Sharikopodshpnikovskaya ul., 4, Moscow, 115088, Russia)

Abstract. The hardening and austenite stability as a result of nitrogen alloying steel type Cr18Ni10 in the temperature range, which is usual for the application of such steels as corrosion-resistant structural heat-resistant and/or cryogenic ones was studied. It is shown that the nitrogen alloying is perspective for strengthening and increasing of stability of austenitic stainless steels. Additional strengthening due to the preliminary cold or warm deformation hardening increases a tendency to the martensite formation under load, which limits the operating temperature of these steels. High-strength non-magnetic nitrogen-alloyed steels on the base of Cr18Ni10 steels containing up to 0.22 % of nitrogen are suitable for cryogenic application of non-deformed articles only. Otherwise, a strain-induced martensite will always be formed in them at temperatures below -70 °C. High strength, ductility and toughness of these steels can be achieved simultaneously only as a result of the trip-effect or fine-grained structure formation. Nitrogen effectively strengthens solid solution in a high-temperature condition. The combination of hot and warm deformation can be used for additional hardening of steels during at thermomechanical treatment, including strain-aging process, which is effective for applications of such steels as heat resistant ones.

Keywords: fustenitic steel, cryogenic steel, corrosion resistance, heat resistance, alloying by nitrogen, thermal stability, thermomechanical strengthening.

REFERENCES

1. Solntsev Yu.P. *Khladostoitkie stali i splavy* [Cold-resistant steels and alloys]. St. Petersburg: Khimizdat, 2005. 480 p. (In Russ.).
2. Solntsev Yu.P., Ermakov B.S., Sleptsov O.I. *Materialy dlya nizkikh i kriogennykh temperatur: Entsiklopedicheskiy spravochnik* [Materials for low and cryogenic temperatures: An Encyclopedic Reference]. St. Petersburg: Khimizdat, 2008. 768 p. (In Russ.).
3. Khimushin F.F. *Nerzhavayushchie stali* [Stainless steels]. Moscow: Metallurgiya, 1967. 800 p.
4. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G. Effect of nitrogen on structure and properties of thermomechanically strengthened steels. *Proceed. of 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels*. Moscow: MISiS. 2009. pp. 77–82.
5. Svyazhin A.G., Siwka J., Kaputkina L.M. High-nitrogen steels – The current state and development trends. *Proceed. of Int. Conf. Advanced Steels*. China, Beijing. Metallurgical Industry Press. 2010. Pp. 352–356.
6. Speidel M.O., Speidel H.J. Commercial low-nickel and high nitrogen steels. *Proceed. of 10th Int. Conf. on High Nitrogen Steels*. Moscow: MISiS. 2009. Pp. 121–128.
7. Mushnikova S.Yu., Legostaev Yu.L., Khar'kov A.A. etc. *Voprosy materialovedeniya*. 2004. No. 2 (38). Pp. 126–135. (In Russ.).
8. Birman S.R. *Ekonomnolegirovannye martensitnostareyushchie stali* [Economically alloyed maraging steel]. Moscow: Metallurgiya, 1974. 208 p. (In Russ.).
9. Lozhnikov Yu.I., Kaputkina L.M. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2004. No. 5. Pp. 50–54. (In Russ.).
10. Pikering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka staley* [Physical metallurgy and development of steels]. Moscow: Metallurgiya, 1982. 184 p. (In Russ.).
11. Hirayama T., Ogirima M. *J. Japan. Inst. Metals*. 1970. Vol. 34. Pp. 507–516.
12. Matsuoka Y., Iwasaki T., Nakada N. etc. *ISIJ International*. 2013. Vol. 53. No 7. Pp. 1224–1230.
13. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G., Khadeev G.E., Elantsev S.N., Karpukhina I.V. Diagrams and other hot and warm deformation and strain aging of nitrogen-containing austenitic steels. *MiTOM = Metal Science and Heat Treatment*. 2013. No. 6. Pp. 38–43. (In Russ.).
14. Bernshtein M.L., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. etc. *Diagrammy goryachei deformatsii, struktura i svoystva staley* [Diagrams of hot deformation, the structure and properties of steels]. Moscow: Metallurgiya, 1989. 544 p. (In Russ.).

Received May 23, 2014