

## **ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПРИ СТАРЕНИИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩЕЙ СТАЛИ**

В. М. Кондратов и Б. А. Потехин

*Установлена корреляция между характеристиками амплитуднозависимого внутреннего трения и механическими свойствами нержавеющей дисперсионно-твердеющей стали.*

В последние годы все более широкое применение находят нержавеющие, дисперсионно-твердеющие стали мартенситного и переходного классов на Fe—Cr—Ni основе, легированные молибденом, алюминием, титаном. Эти стали имеют более низкий уровень прочности, чем классические «maraging», однако применение их в ряде случаев оправдано высокой коррозионной и эрозионной стойкостью.

В настоящей работе сделана попытка связать изменение характеристик амплитудно-зависимого внутреннего трения стали ООХ12Н7ЮМ после старения с соответствующим изменением механических свойств. Приводятся результаты измерения магнитных свойств, и микроискажений второго рода при старении исследуемой стали.

### **МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ**

Сталь ООХ12Н7ЮМ была выплавлена в 500-килограммовой индукционной вакуумной печи и имеет химический состав: 0,02% С; 12,3% Cr; 7% Ni; 0,74% Al; 0,50% Mo; 0,14% Si; 0,23% Si; 0,21% Mn; 0,006% S; 0,007% P. Полутонный слиток после разрезки проковывали на прутки диаметром 20 мм, которые были нормализованы после нагрева до 940° С в течение часа и отпущены при 380, 450 и 520° в течение 0,5; 1; 2; 4; 6 ч. Анализ фазового состава показал, что помимо мартенсита во всех случаях наблюдаются нитриды AlN, а после отпуска при 450 и 520° дополнительно карбиды Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>; количество остаточного аустенита, по видимому, мало и не обнаруживается рентгеновским методом.

Определение механических свойств производилось на пятикратных разрывных образцах диаметром 5 мм. Результаты, приведенные в таблице, являются средними значениями трех измерений.

Ширина рентгеновских интерференций  $B$  и микронапряжения второго рода Дб/б определяли на рентгеноструктурной установке УРС-50ИМ. Микронапряжения рассчитывали по линиям (110)б и (211)б, полученным в Fe-излучении методом аппроксимации. В качестве эталона использовали отожженное армко-железо. Скорости движения диаграммной ленты и счетчика составляла 600 мм/час и 1/4 град/сек соответственно. Для контроля линии (110)б и (211)б снимали по точкам импульсов, регистрируемых механическим счетчиком. Амплитудную зависимость внутреннего трения определяли по

изменению логарифмического декремента в процессе затухания свободных крутильных колебаний на приборе, подробно описанном в работе [1]. Измерения проводили на образцах с длиной рабочей части 50 мм и диаметром 6 мм как без наложения магнитного поля, так и в магнитном поле насыщения (~350 э). На этих же образцах измеряли коэрцитивную силу  $H_c$ .

Все образцы подвергали электрополировке для удаления наклепанного слоя, поверхность стравливали на глубину не менее 0,2 мм.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Упрочнение при старении нержавеющей дисперсионнотвердеющих сталей многие исследователи [2 - 5] связывают с образованием интерметаллидных фаз типа Ni(Ti, Al) или Ni<sub>3</sub>(Ti, Al). Максимум упрочнения, по данным этих работ, приходится на стадию «предвыделения» или на период, когда интерметаллидная фаза когерентно связана с решеткой мартенсита. Следует отметить, что интерметаллидные фазы непосредственно удается наблюдать лишь в перестаренном, частично разупрочненном состоянии после длительных выдержек при повышенных температурах старения [5].

Отпуск, °С	Время выдержки при отпуске	$\delta_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta_b$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	Ш, %	$\bar{\sigma}_n$ , кг/мм <sup>2</sup>	HRC
нормализация		88,0	96,0	16,4	66,4	9,6	27
380	30мин	86,0	100,0	14,6	66,5	9,0	31
	1 ч	92,0	104,0	13,8	65,2	8,4	32
	2 »»	88,5	102,0	17,0	64,1	8,5	32
	4 »»	92,5	104,5	14,4	64,7	9,7	32
	6 »»	94,0	107,0	16,0	63,0	6,9	33
450	30мин	100,3	109,2	16,9	62,8	6,6	35
	1 ч	104,5	119,0	12,8	57,8	5,4	37
	2 »»	101,0	117,0	13,4	56,4	5,0	38
	4 »»	104,5	118,0	14,6	55,8	7,0	41
	6 »»	107,0	188,0	13,3	53,7	4,0	42
520	30мин	108,0	119,0	13,9	55,6	5,3	41
	1ч	123,0	128,0	12,0	54,2	5,5	40
	2 »»	122,0	131,0	9,6	53,9	5,1	40
	4 »»	112,0	129,0	13,4	56,2	6,1	38
	6 »»	107,0	121,0	13,8	55,9	5,9	37

И в нашем случае рентгенографический анализ осадков, полученных в результате электролитического растворения состаренных образцов при

температурах до  $520^\circ$ , не обнаружил интерметаллидных фаз, что свидетельствует против образования при этих температурах старения некогерентных выделений интерметаллидов, однако когерентные выделения высокой дисперсности возможны.

Результаты испытания механических свойств, данные в таблице, показывают, что наиболее интенсивно исследуемая сталь ООХ12Н7ЮМ упрочняется при  $450^\circ$  и  $520^\circ$ , однако с увеличением длительности выдержки при  $520^\circ$  до 6 ч наблюдается уже заметное разупрочнение, что подтверждается уменьшением как предела прочности и текучести, так и твердости. Изменение механических свойств при старении согласуется с изменением характеристик амплитуднозависимого внутреннего трения.

На рис. 1 представлены типичные кривые амплитудной зависимости внутреннего трения для стали ООХ12Н7ЮМ после различной обработки. Согласно общепринятой теории, амплитудно-зависимое внутреннее трение имеет критические амплитуды напряжений, при которых меняется механизм рассеяния энергии. При напряжении  $\sigma_{гкр}$  происходит отрыв дислокаций от примесных атомов и сегрегации; при напряжении  $\sigma_{ггкр}$  рассеяние энергии обусловлено в основном микропластической деформацией в наиболее слабой структурной составляющей, при этом  $\sigma_{ггкр} > \sigma_{гкр}$  [6]. В настоящей работе не ставилась цель изучения абсолютного значения критических амплитуд напряжений; представляло интерес по наблюдающимся напряжениям отрыва оценить относительную степень закрепления дислокаций в исследуемой стали после различной предварительной термической обработки.

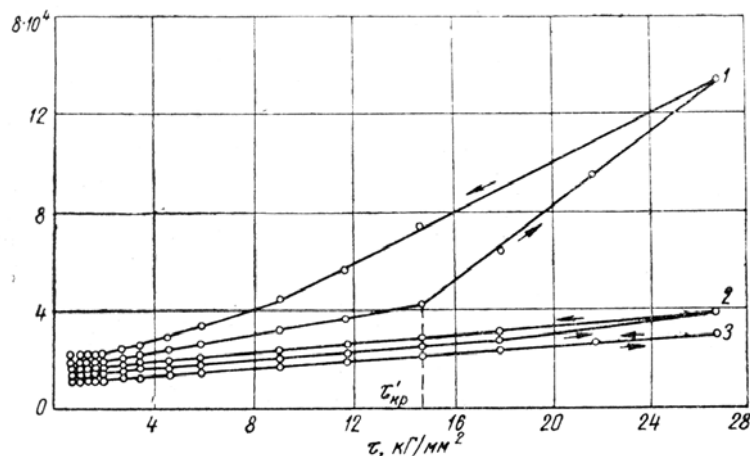


Рис. 1. Гистерезисные потери при измерении внутреннего трения в стали ООХ12Н7ЮМ после разной термической обработки:

1 - после нормализации от  $940^\circ$  - 1 ч; 2 -  $380^\circ$  - 0,5 ч; 3 -  $450^\circ$  - 6 ч.

Испытания в поле насыщения.

Из рассмотрения кривых, приведенных на рис. 1, видно, что кривая 1, соответствующая нормализованному состоянию, имеет ярко выраженное напряжение отрыва приблизительно при  $\sigma \approx 15 \text{ кг/мм}^2$ . Прямой и обратный ходы кривой не совпадают, то есть имеют место гистерезисные потери, обусловленные необратимым перемещением дислокаций. После старения нормализованного

образца при  $380^\circ$  в течение 0,5 ч (кривая 2) уменьшается, во-первых, демпфирующая способность металла, что выражается в уменьшении коэффициента  $K_b$  (тангенса угла наклона кривой к оси напряжений), во-вторых, гистерезисные потери. При повышении температуры старения до  $450^\circ$  прямой и обратный ходы амплитудной зависимости внутреннего трения воспроизводятся, то есть гистерезисные потери не улавливаются (см. рис.1, кривая 3).

Влияние температуры и времени старения на амплитуднозависимое внутреннее трение представлено на рис. 2. Анализ этих результатов показывает, что если короткие выдержки при  $380$  и  $450^\circ$  не приводят к полному закреплению дислокаций (наблюдаемое  $\phi_{гкр} \approx 15 \text{ кГ/мм}^2$ ), то более длительные выдержки обеспечивают прямолинейный характер амплитудной зависимости внутреннего трения. Последнее связано, по-видимому, с тем, что процессы старения в этом случае прошли на столько и привели к закреплению дислокаций в такой степени, что приложенное напряжение кручения  $26 \text{ кГ/мм}^2$  является недостаточным, чтобы оторвать дислокации от блокирующих их примесных атомов, сегрегаций или дисперсных выделений интерметаллидов. Значения  $K_b$  минимальны у образца, состаренного при  $450^\circ$  2 ч, а вот у состаренного при  $520^\circ$   $K_b$  существенно увеличивается, что позволяет говорить о протекании процессов в стали, приводящих к разупрочнению при этой температуре по мере увеличения времени старения. При этом, однако, не наблюдается отрыва, на кривых и гистерезисные потери не улавливаются. Это можно объяснить частичной разблокировкой дислокаций в процессе старения при  $520^\circ$ . Таким образом, при  $520^\circ$  по мере увеличения длительности старения, по-видимому, уменьшается количество выделений и сегрегаций, закрепляющих дислокации в результате их растворения и коагуляции.

Изменения в кристаллической структуре, происходящие при старении  $520^\circ$ , наглядно характеризуют потери на магнитоупругое внутреннее трение (разность между потерями на внутреннее трение, измеренное без наложения магнитного поля, и внутренним трением, измеренным в магнитном поле насыщения). Величины магнитоупругого внутреннего трения, измеренного после старения при  $380$  и  $450^\circ$  (рис. 3) мало различаются. После старения при  $520^\circ$  в течение 0,5 ч эта характеристика заметно возрастает, а после старения в течение 2 и 6 ч наблюдается резкое увеличение магнитоупругих потерь. В этом состоянии демпфирующая способность стали максимальна. Это связано, по-видимому, со значительным изменением доменной структуры, обусловленным процессами, протекающими при старении.

Старение при  $520^\circ$  сопровождается резким уменьшением коэрцитивной силы (рис. 4), в то время как при  $380$  и  $450^\circ$  значения  $H_c$  изменяются мало в сравнении с нормализованным состоянием ( $H_c = 26 \text{ э}$ ). Уменьшение  $H_c$  при  $520^\circ$  может быть связано с уменьшением дисперсности выделений и изменением напряженного состояния мартенсита.

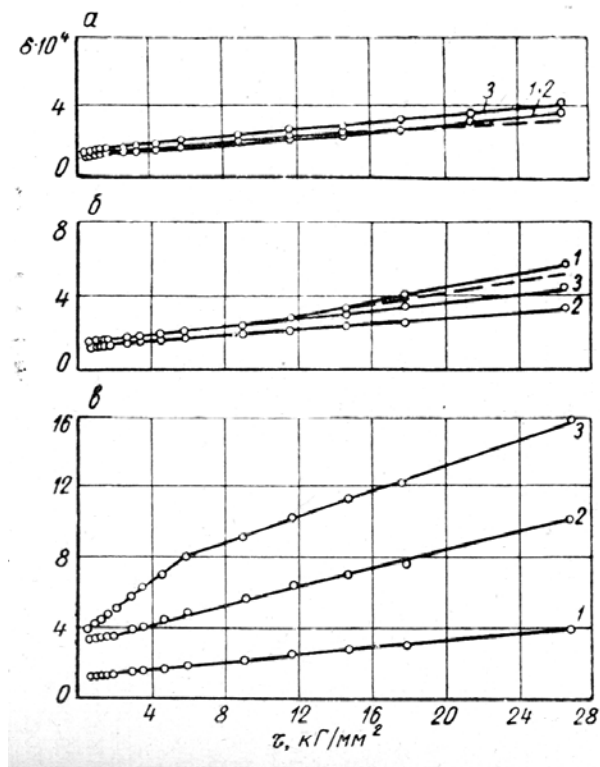


Рис. 2. Изменение амплитудной зависимости внутреннего трения исследуемой стали в процессе старения при 380°с (а); (б) и 520°с (в) с выдержкой:

1 - 0,5; 2 - 2 и 3 - 6 ч.

Испытания в поле насыщения

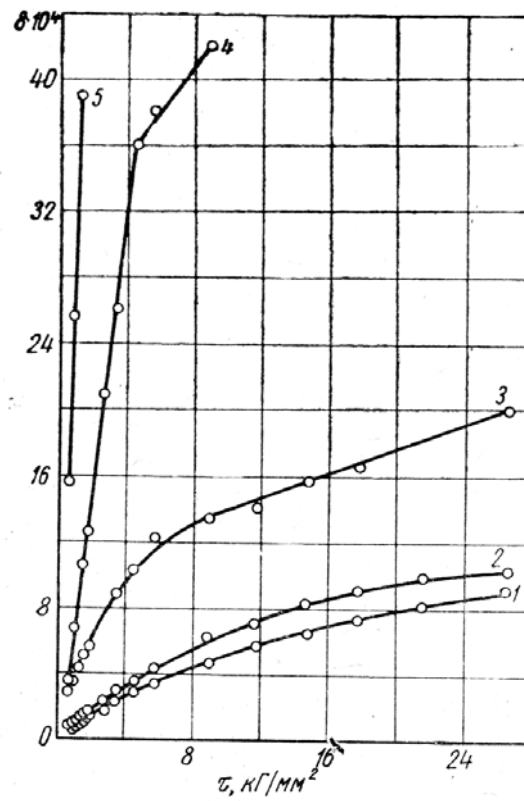


Рис. 3. Магнитоупругое внутреннее трение в стали 00X12H7ЮМ после отпуска:

1 - 380°с - 0,5 ч; 2 - 450°с - 0,5 ч;  
3 - 520°с - 0,5 ч; 4 - 520°с - 2 ч; 5 - 520°с - 6 ч.

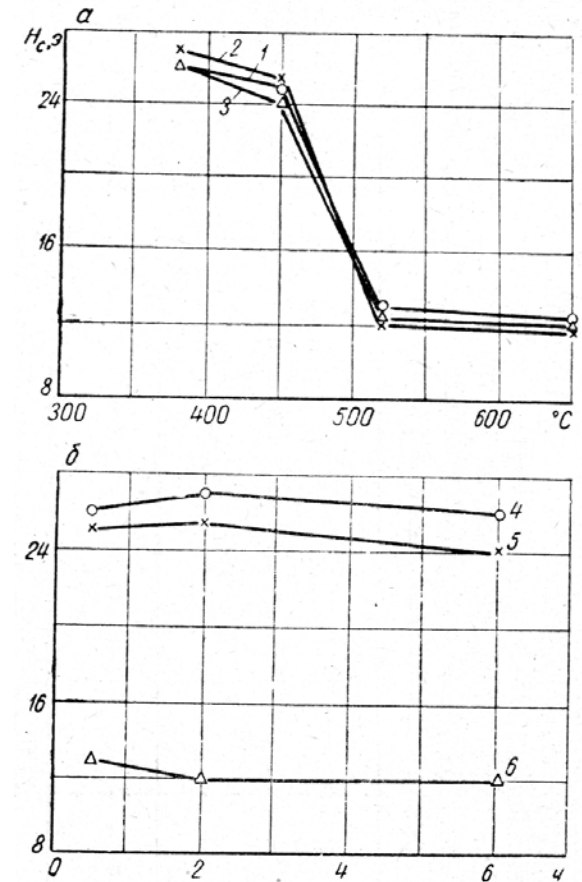


Рис. 4. Изменение  $H_c$  в зависимости от температуры (а) и времени (б) старения:

1 - 0,5 ч; 2 - 2 ч; 3 - 5 ч; 4 - 380°с; 5 - 450°с; 6 - 520°с

Изучение рентгеновских интерференций  $B$  и микронапряжений второго рода  $\Delta\alpha/\alpha$  в зависимости от режимов старения (рис. 5) показало, что если при  $380^\circ$   $\Delta\alpha/\alpha$  мало изменяется в сравнении с нормализованным состоянием, то при  $450^\circ$  наблюдается заметное увеличение  $\Delta\alpha/\alpha$  после выдержки при этой температуре в течение 0,5 ч. При  $520^\circ$   $\Delta\alpha/\alpha$  существенно уменьшается. Увеличение  $\Delta\alpha/\alpha$  при  $450^\circ$  может быть связано с образованием в процессе старения когерентно связанных с мартенситом выделений интерметаллидов или сегрегаций с параметром решетки, отличным от такового для матрицы, а уменьшение  $\Delta\alpha/\alpha$  при  $520^\circ$  связано с протеканием обычных релаксационных процессов, изменением структуры и количества выделений (сегрегаций). Эти предположения не противоречат результатам, представленным на рис. 2 и 3, и некоторым литературным данным [7, 8].

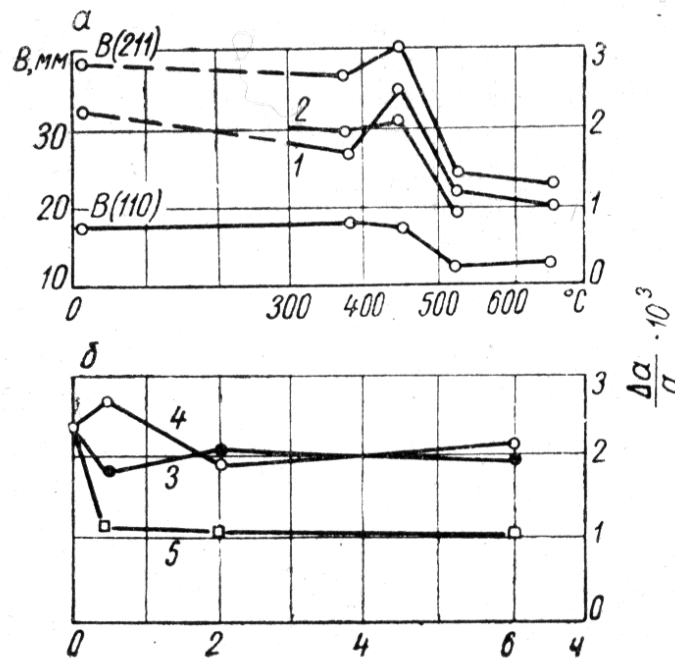


Рис. 5. Изменение ширины линий  $B$  и микронапряжений  $\frac{\Delta\alpha}{\alpha}$

в зависимости от температуры (а) и времени (б) старения стали 00X12H7ЮМ:

1 - 0,5 ч; 2 - 6 ч; 3 -  $380^\circ$ ; 4 -  $450^\circ$ ; 5 -  $520^\circ$ .

Таким образом, в настоящей работе установлена связь между механическими свойствами стали 00X12H7ЮМ и амплитуднозависимым внутренним трением. Максимальному упрочнению соответствует минимальный уровень внутреннего трения, измеренного при напряжениях до  $26 \text{ кг/мм}^2$ , что обусловлено закреплением дислокаций в процессе старения сегрегациями и, возможно, выделениями высокодисперсных интерметаллидов. Увеличение подвижности дислокаций при старении  $520^\circ$  приводит в конечном итоге к разупрочнению стали; это сопровождается уменьшением коэрцитивной силы, микронапряжений второго рода и, по-видимому, существенным изменением доменной структуры.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Фавстов Ю. К. Заводская лаборатория, 1959, № 5, 606.
2. Перкас М. Д. МиТОМ, 1964, № 11, 5.
3. Кардонский В. М., Перкас М. Д. Проблемы металловедения и физики металлов, Тр. Института металловедения и физики металлов, 1968, № 9, 132.
4. Деккер Р. Структура и механические свойства, М., изд. «Металлургия», 1967, стр. 316.
5. Варли К.В., Скаков Ю. А., Соколова Н. Г., Шпицберг А. Л. Митом, 1964, №4, 2.
6. Криштал М. А., Головин С. А., Архангельский С. И. Сб. Внутреннее трение в металлах и сплавах, М., изд. «Наука», 1966, стр. 101.
7. Постников В. С., Шаршаков И. М., Усанов В. В., Беликов А. М., Золотухин И. В. Сб. Структура и свойства жаропрочных металлических материалов, М., изд. «Наука», 1967, стр. 339.
8. Спиридонов В. Б., Скаков Ю. А., Иорданский В. Н. ДАН СССР, 1964, 159, 544.