

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15–94.55:539.4.015

СТРУКТУРА И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ОДНОКРАТНОМ НАГРУЖЕНИИ

© 2023 г. Ю. Н. Симонов^а, М. Ю. Симонов^а, Ю. В. Калетина^б, А. Ю. Калетин^б, *

^аПермский национальный исследовательский политехнический университет,
Комсомольский просп., 29, Пермь, 614990 Россия

^бИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

*e-mail: akalet@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 03.07.2023 г.

После доработки 11.08.2023 г.

Принята к публикации 17.08.2023 г.

Исследовано влияние параметров структуры на прочность и трещиностойкость мартенситностареющих сталей при однократном нагружении. Установлено, что прирост прочности за счет дисперсионного упрочнения интерметаллидами в исследуемых сталях определяется содержанием титана и присутствием кобальта. Показано, что изменение трещиностойкости при однократном нагружении по мере повышения температуры отпуска имеет сложный характер. Установлено, что в отличие от динамической трещиностойкости, минимальный уровень характеристик статической трещиностойкости исследованных сталей соответствует максимуму прочности. Обсуждаются возможные причины такого изменения характеристик статической и динамической трещиностойкости.

Ключевые слова: мартенситностареющая сталь, зерно, пакет, интерметаллидные выделения: когерентные, некогерентные, прочность, трещиностойкость

DOI: 10.31857/S0015323023601228, **EDN:** REKETD

ВВЕДЕНИЕ

Разработанные во второй половине XX века мартенситностареющие стали (МСС), благодаря хорошему сочетанию характеристик прочности и надежности, нашли широкое применение в различных отраслях машиностроения. Несмотря на высокую стоимость, в последние годы МСС вновь приобретают все большую популярность, что объясняется непрерывным ужесточением требований к разрабатываемым деталям и конструкциям, в первую очередь, в области специального машиностроения, в связи с их эксплуатацией в условиях, граничащих с экстремальными.

Упрочнение МСС достигается в два этапа: получение структуры практически безуглеродистого мартенсита на этапе закалки, которая реализуется при любых скоростях охлаждения из аустенитной области, и дисперсионное упрочнение интерметаллидными наночастицами полученного при закалке мартенсита в процессе последующего отпуска (старения).

Отпуск мартенсита в МСС на Fe–Ni, Fe–Ni–Co и Fe–Ni–Cr основе проводят в интервале температур 300–650°C при дополнительном легировании титаном, алюминием, ванадием, ниобием и другими элементами [1]. Большое влияние на степень упрочнения МСС оказывает ко-

бальт, который уменьшает растворимость легирующих элементов в α -железе, вследствие чего увеличивается объемная доля выделений упрочняющих фаз [2]. Кроме того, упрочнение при легировании кобальтом может быть обусловлено появлением ближнего порядка между атомами железа и кобальта.

Анализ результатов калориметрических исследований показывает [2], что в большинстве МСС наблюдаются два минимума теплоемкости, что свидетельствует о двухстадийности процессов выделения упрочняющих фаз в этих сталях. На первой стадии (300–420°C) происходит формирование субмикрообластей (кластеров), обогащенных атомами легирующих элементов. Результаты исследований, проведенных методом ядерного гамма-резонанса, говорят о том, что в кластерах может наблюдаться упорядочение в расположении атомов [3]. На второй стадии (440–560°C) происходит образование интерметаллидных фаз. При отпуске большинства МСС формируются интерметаллиды на основе никеля: Ni₃Ti, Ni₃Al, Ni₃V, Ni₃Nb и др. В процессе низкотемпературного отпуска в Fe–Ni–Mo, Fe–Ni–W МСС образуются метастабильные фазы Ni₃Mo, Ni₃W и стабильные фазы Лавеса Fe₂Mo, Fe₂W [3].

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Содержание элементов, % мас.										
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Al
03X11H10M2T-ВД (ЭП-678)										
0.035	0.18	0.11	0.006	0.006	10.8	9.5	—	1.90	0.71	0.09
03X11H10M2T1-ВД (ЭП-679)										
0.026	0.12	0.14	0.003	0.005	10.5	9.8	—	1.87	1.03	0.08
03H18K9M5T (МС-200)										
0.0090	0.03	0.03	0.004	0.007	—	18.3	8.9	5.1	0.68	0.06
03X10K10H8M5T (ЗИ-127)										
0.0045	0.08	0.06	0.0035	0.0050	9.76	8.85	10.2	4.98	0.28	0.04

При отпуске МСС, содержащих в своем составе 8–11% хрома, наряду с выделением интерметаллидных фаз может происходить расслоение α -твердого раствора с образованием зон, обогащенных хромом.

Мартенсит свежезакаленных МСС, в отличие от мартенсита среднеуглеродистых легированных сталей, обладает относительно низким уровнем прочности ($\sigma_{0.2} = 800\text{--}1000$ МПа), но в то же время высокой пластичностью и ударной вязкостью ($KCU = 1.5\text{--}3.0$ МДж/м²), а также низким коэффициентом деформационного упрочнения. Это позволяет деформировать МСС в холодном состоянии с высокими степенями обжатия (более 90%). Предел прочности отпущенных МСС может достигать 1400–2800 МПа, при этом ударная вязкость остается на высоком уровне: $KCU = 0.3\text{--}0.8$ МДж/м² [3].

Исследованию влияния режимов термической обработки на изменение характеристик механических свойств МСС посвящено достаточно большое количество работ [4–24]. Однако, как показал анализ литературных данных, число работ, посвященных влиянию структурных факторов на трещиностойкость МСС, ограничено. В то же время необходимо отметить, что изменение характеристик трещиностойкости МСС имеет ряд особенностей, которые нужно учитывать при назначении режимов термической обработки и конкретных условий работы тех или иных деталей и конструкций, изготовленных из МСС.

Большинство исследований выполнено на стали 03H18K9M5T или близких к ней по составу. В то же время структурные аспекты трещиностойкости другой группы МСС — экономно-леги-

рованных нержавеющей МСС, легированных хромом, типа 03X11H10M2T, изучены недостаточно.

В связи со всем сказанным, целью данной работы является исследование изменения характеристик трещиностойкости при однократном нагружении Fe–Ni–Cr и Fe–Ni–Co мартенситно-стареющих сталей.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали четыре мартенситностаеющие стали: 03X11H10M2T (ЭП-678), 03X11H10M2T1 (ЭП-679), 03H18K9M5T (МС-200) и 03X10K10H8M5T (ЗИ-127). Химический состав исследуемых сталей приведен в табл. 1.

Промышленные слитки подвергали горячей ковке, затем из поковок вырезали темплеты для исследований. Закалку темплетов проводили в воде от температур 820, 920, 1000, 1100 и 1200°C, время выдержки при температуре нагрева под закалку составило 1ч. Закаленные образцы отпускали при температурах 300–580°C с выдержкой в течение 3 ч.

Исследования микроструктуры проводили на микроскопе Olympus, GX-51 при увеличениях 500–1000 крат, для статистической обработки изображений использовали систему обработки микроскопической информации SIAMS-700. Для исследования тонкой структуры использовали трансмиссионный электронный микроскоп JEM-200CX, исследования проводили при ускоряющем напряжении 160 кВ, тонкие фольги готовили в фосфорнохромовом электролите.

Исследование микромеханизмов разрушения проводили на сканирующем электронном микро-

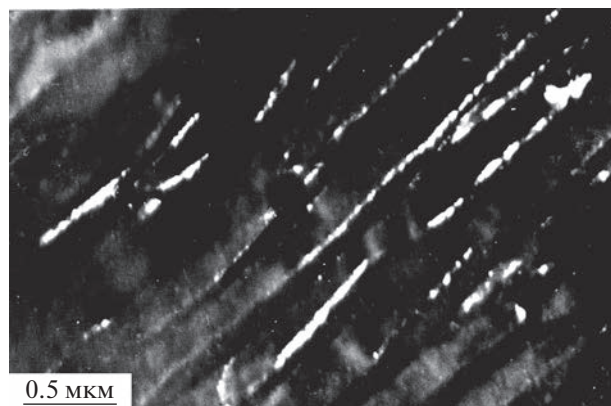


Рис. 1. Остаточный аустенит в структуре стали ЭП-678 после закалки от 920°C в воде: темнопольное изображение в рефлексе 200_a.

скопе FEI Phenom World, G2 ProX при ускоряющем напряжении 15 кВ и увеличениях 1500–15000 крат.

Стандартные механические характеристики при растяжении (σ_B , $\sigma_{0.2}$, σ , ψ) определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм согласно ГОСТ 1497–84 на испытательной машине Instron-SATEC 300 LX. Ударную вязкость (KCU и KCT) определяли на образцах тип 1 и тип 15 (ГОСТ 9454–78) на маятниковом копре ТЕ

Таблица 2. Влияние температуры нагрева под закалку на размерные параметры микроструктуры стали ЭП-678

Параметр структуры	Температура нагрева под закалку, °C			
	920	1000	1100	1200
d_3 , мкм	19	31	44	131
S_d , мкм ²	12	15	19	49
l_a/l_b , мкм	12/17	15/30	19/45	36/85
S_{la}/S_{lb} , мкм ²	5/12	6/12	8/16	13/28
Δ_{la}/Δ_{lb} , мкм	0.38/0.85	0.46/0.94	0.57/1.12	0.98/2.17
l , мкм	14.5	22.5	32.0	60.5
b , мкм	0.24	0.29	0.39	0.50
S_b , мкм ²	0.14	0.16	0.21	0.28
Δ_b , мкм	0.01	0.01	0.02	0.02
n	50	50	50	70

Примечание: d_3 — средний размер аустенитных зерен; l (l_a/l_b) — средний (продольный/поперечный) размер мартенситных пакетов; b — средний поперечный размер реек; n — минимальное число реек в пакете; S — дисперсия; Δ — доверительный интервал при $P = 0.95$.

JB-300B. Значение характеристики в каждом случае определяли как среднее арифметическое результатов испытаний 3–5 образцов. Уровень статической трещиностойкости оценивали по характеристикам вязкости разрушения и предела трещиностойкости, определяемым в соответствии с требованиями ГОСТ 25.506–85 на образцах $62.5 \times 60 \times 10$ мм, относительная длина трещины $\lambda = 0.5$, испытания на внецентренное растяжение.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование влияния размерных параметров структуры на прочность и трещиностойкость МСС

В закаленном состоянии все стали имеют структуру пакетного (реечного, дислокационного, массивного, высокотемпературного) мартенсита.

Исследование влияния размерных параметров структуры пакетного мартенсита на характеристики прочности и трещиностойкости МСС выполнены на примере стали ЭП-678.

Количество остаточного аустенита в этой стали не превышает 1–3% после закалки от температур 900–950°C и 5–6% после закалки от температуры 1200°C. Остаточный аустенит в закаленных сталях располагается в виде тонких прослоек вдоль границ реек мартенсита (рис. 1).

Повышение температуры нагрева под закалку приводит к укрупнению элементов микроструктуры. Для стали ЭП-678 средний размер бывших зерен аустенита при повышении температуры нагрева под закалку с 920 до 1200°C увеличивается с 19 до 131 мкм, средний поперечный размер пакетов — с 12 до 36 мкм, средний продольный размер пакетов — с 17 до 85 мкм, средний поперечный размер мартенситных реек — с 0.24 до 0.5 мкм (табл. 2). Таким образом, при повышении температуры нагрева под закалку наиболее интенсивно растут зерна аустенита (примерно в 7 раз), мартенситные пакеты укрупняются примерно в 3.5 раза, а толщина мартенситных реек возрастает примерно в 2 раза. Анализ статистических данных показал, что до температуры нагрева под закалку 1100°C средние размеры зерен и пакетов связаны соотношением $d_3 \approx 1.5l$, в пакет собрано примерно 50 реек, а при температуре 1200°C $d_3 \approx 2l$, а в пакет укладывается более 70 реек.

Во всех исследованных МСС в интервале температур 900–1000°C размеры зерен аустенита близки. При более высоких температурах нагрева (1000–1200°C) наименьшую склонность к росту зерна имеет сталь ЗИ-127, а наибольшую — сталь МС-200.

Существенное увеличение размеров зерен аустенита и мартенситных пакетов при повыше-

нии температуры нагрева под закалку с 920 до 1200°C практически не влияет на уровень сопротивления пластической деформации стали ЭП-678 — различия в уровне предела текучести не превышают 10–30 МПа, и существенно снижает уровень динамической трещиностойкости (ДТ): независимо от режима последующего отпуска КСТ снижается на 20–30% (табл. 3).

Иначе ведут себя при перегреве МСС характеристики статической трещиностойкости (СТ), которые, независимо от режима последующего отпуска, увеличиваются на 10–15%, причем, чем выше уровень прочности и чем ниже абсолютный уровень СТ, тем заметнее увеличение СТ в результате укрупнения элементов структуры (см. табл. 3).

Скорее всего, это связано с тем, что при повышении температуры нагрева под закалку одновременно с ростом элементов микроструктуры происходит так называемое “рафинирование” межзеренных границ: зернограницные неметаллические включения и частицы вторых фаз растворяются в аустените, а далее происходит диффузия атомов в тело зерна.

Не исключено, что микропластической деформации “очищенных” межзеренных границ крупнозернистой МСС может способствовать и изменившееся соотношение между размером аустенитного зерна и размером зоны пластической деформации (ЗПД). Расчет, проведенный по формуле [4]:

$$r_{ЗПД} = 1/6\pi(K_{Ic}/s_{0.2})^2,$$

показал, что после закалки стали ЭП-678 с 920°C $r_{ЗПД} = 100$ мкм. Поскольку средний размер бывших зерен аустенита после закалки с 920°C равен 19 мкм и в размер ЗПД укладывается примерно 5 зерен, можно полагать, что процесс пластической деформации в случае мелкозернистой структуры охватывает целый конгломерат зерен. После закалки с 1200°C средний размер аустенитного зерна равен 131 мкм, а $r_{ЗПД} = 130$ мкм, т.е. размер ЗПД соизмерим с размером зерна и процесс пластической деформации происходит в объеме одного зерна.

Изменение структуры при отпуске МСС

Отпуск исследуемых сталей при температурах до 440°C включительно не приводит к видимым изменениям в структуре. Однако исследование стали ЭП-678, проведенное физическими методами, показало, что, начиная с температур отпуска 370–380°C, наблюдается резкое снижение удельного электросопротивления, свидетельствующее о существенном обеднении твердого раствора (рис. 2а). При этих же температурах реализуется закрепление дислокаций, которое прояв-

Таблица 3. Влияние размерных параметров структуры на прочность и трещиностойкость стали ЭП-678

Температура закалки, °C	d_3 , мкм	$\sigma_{0.2}$, МПа	КСТ, МДж/м ²	K_{Ic}/I_c , МПа м ^{1/2}
Отпуск 300°C				
920	19	910	0.48	—/138
1200	131	900	0.37	—/141
Отпуск 500°C				
920	19.0	1380	0.23	88/102
1200	131	1350	0.15	99/111
Отпуск 300 + отпуск 500°C				
920	19.0	1450	0.17	70/77
1200	131	1430	0.13	83/88

Примечание: K_{Ic} — критическое значение К при плоскореформированном состоянии, I_c — предел трещиностойкости.

ляется в скачкообразном уменьшении тангенса угла наклона амплитудно-зависимого участка кривой внутреннего трения (рис. 2б).

Проведенный комплекс исследований позволяет утверждать, что в интервале температур отпуска 370–440°C в МСС типа ЭП-678 происходит формирование промежуточной интерметаллидной фазы, когерентной матрице. Полагают, что это кубическая фаза β -Ni₃Ti [4].

При более высоких температурах отпуска (500–530°C) внутри кристаллов-реек наблюдаются столбчатые выделения длиной ≈ 0.1 мкм и диаметром ≈ 0.03 мкм (рис. 3а, 3б) фазы Ni₃Ti. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 580°C активизирует процессы коагуляции, поэтому плотность выделений уменьшается, а их размеры увеличиваются: длина ≈ 0.2 мкм, диаметр ≈ 0.07 мкм (рис. 3в, 3г). Заметное увеличение среднего поперечного размера кристаллов-реек, наблюдаемое при температурах отпуска выше 500°C (табл. 4), может свидетельствовать о стабильности субструктуры мартенсита до 500°C включительно.

Изменение прочности и трещиностойкости МСС в процессе отпуска

Непосредственно после закалки практически все МСС имеют примерно одинаковый уровень прочности ($\sigma_B = 1000$ –1100 МПа, $\sigma_{0.2} = 900$ –1000 МПа), который обусловлен формированием в результате закалки структуры практически безуглеродистого пакетного мартенсита.

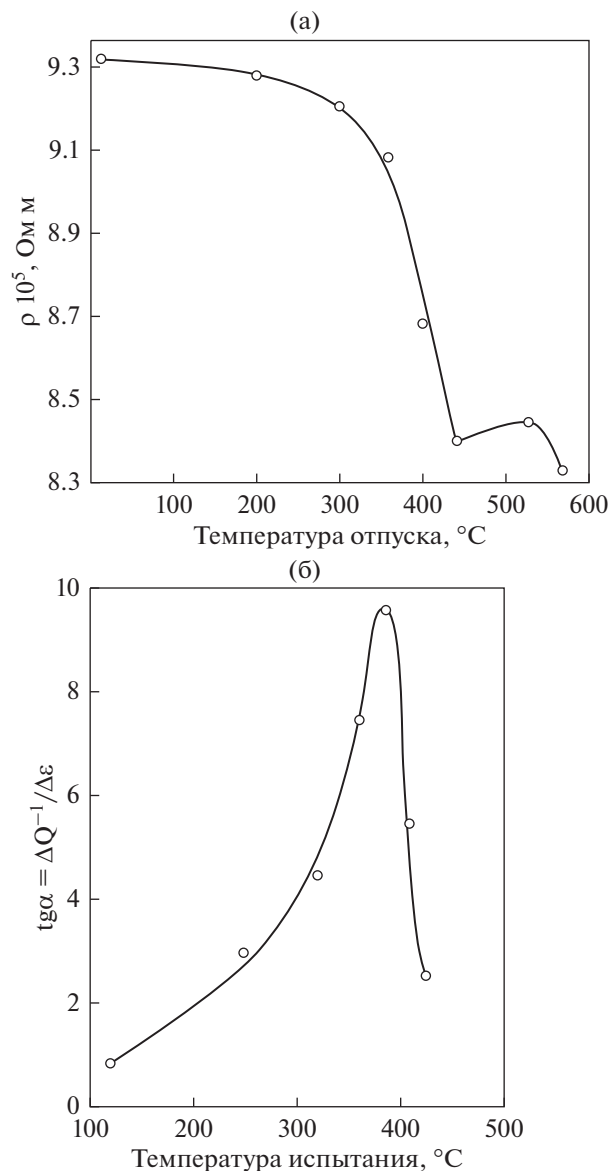


Рис. 2. Зависимость удельного электросопротивления (а) и тангенса угла наклона амплитуднозависимого участка кривой внутреннего трения (б) от температуры отпуска стали ЭП-678. Измерение удельного электросопротивления проводили при 20°С, внутреннего трения — при температуре отпуска [24].

В ходе отпуска при температурах до 300–350°С прочность МСС изменяется незначительно. При более высоких температурах отпуска прочность МСС определяется процессами дисперсионного упрочнения и меняется экстремально с максимумом при температурах 480–500°С (табл. 5). Прирост прочности за счет дисперсионного упрочнения интерметаллидами в исследуемых сталях определяется содержанием титана и присутствием кобальта. Увеличение содержания титана с

0.5–0.75 до 1.0–1.5% (стали ЭП-678 и ЭП-679) приводит к повышению прочности после отпуска при 500°С на 300–350 МПа (табл. 5). Легирование МСС кобальтом в количестве 9–10% при содержании титана 0.5–0.7% способствует еще большему увеличению прочности: в стали МС-200 после отпуска на максимальную прочность значения предела прочности достигают 2080–2100 МПа, а в стали ЗИ-127 предел прочности составляет 1800 МПа при значительно меньшем содержании титана: 0.2–0.3% (см. табл. 1, табл. 5).

Таким образом, уровень прочности наиболее широко применяемых МСС можно изменять от 1000 до более, чем 2000 МПа.

Изменение динамической трещиностойкости МСС, в которых основной упрочняющей фазой является фаза Ni_3Ti , имеет одну характерную особенность, а именно: резкое снижение *КСТ* после отпуска при 430–440°С (см. табл. 5). В результате, минимум *КСТ* не совпадает по температуре с максимумом прочности, который наблюдали после отпуска при 480–500°С.

Характеристики статической трещиностойкости стали ЭП-678 после отпуска при температурах до 440°С увеличиваются и после отпуска при 440°С достигают максимальных значений; затем в интервале 440–500°С происходит их снижение до минимального уровня; при дальнейшем повышении температуры отпуска до 560°С *СТ* повышается (рис. 4). Изменение *СТ* стали МС-200 имеет такой же характер. Таким образом, в отличие от *КСТ*, минимальный уровень характеристик *СТ* МСС соответствует максимуму прочности. Заслуживает внимания и то, что в результате отпуска на максимальную прочность и при более высоких температурах отпуска характеристики *СТ* более прочной МСС (МС-200) становятся выше, чем у стали ЭП-678. По-видимому, это связано с тем, что во всех МСС реализуются схожие условия старта трещины: по данным [3], в МСС за зоной усталости (трещина — инициатор) всегда следует зона вытяжки и первый хрупкий микропроскок трещины — так называемый *pop-in*.

Таблица 4. Изменение поперечного размера кристаллов-реек мартенсита стали ЭП-678 при отпуске (температура закалки 920°С)

Температура отпуска, °С	Размерные параметры реек		
	<i>b</i> , мкм	<i>S_b</i> , мкм ²	±Δ <i>b</i> , мкм
Без отпуска	0.24	0.14	0.01
300	0.26	0.14	0.01
440	0.27	0.14	0.02
500	0.29	0.16	0.01
560	0.36	0.16	0.02

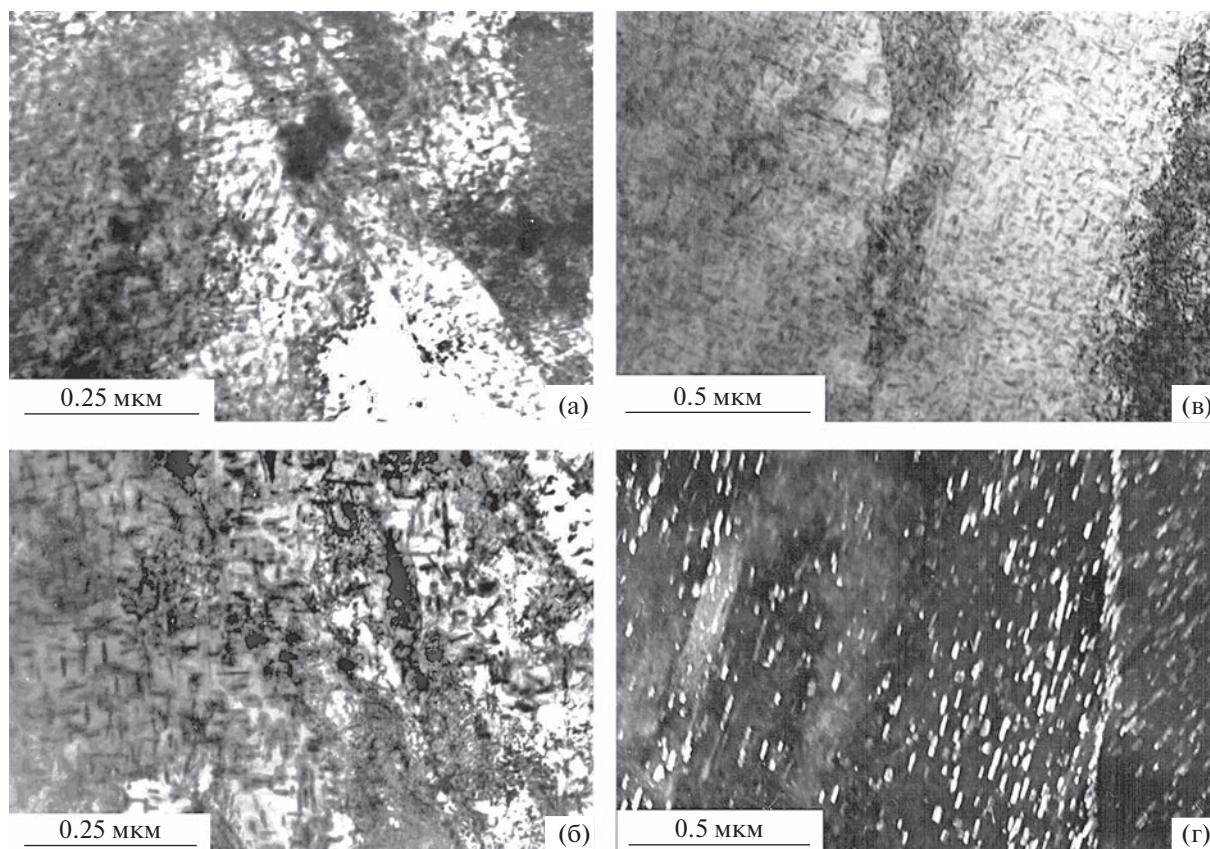


Рис. 3. Тонкая структура стали ЭП-678 после закалки с 920°C и трехчасового отпуска при 500 (а), 530°C (б) и 580°C (в, г); а–в — светлое поле, г — темное поле в рефлексе фазы старения.

В таких условиях более высокой СТ обладает материал с более высоким уровнем сопротивления пластической деформации. Совместный анализ изменения структуры, прочности, а также статической и динамической трещиностойкости МСС в процессе отпуска позволил выявить весьма интересную особенность: максимальный уровень характеристик СТ соответствует минимуму ДТ и оба эти экстремума не соответствуют максимуму прочности.

Главной причиной такого специфического характера изменения прочности и трещиностойкости, на наш взгляд, является присутствие в структуре МСС при разных температурах отпуска различных типов выделений. Если при температурах отпуска 400–450°C в структуре МСС присутствуют только когерентные выделения, то при более высоких температурах отпуска (460–560°C) доминируют некогерентные дисперсные фазы.

При наличии когерентных выделений пластическая деформация, проходящая по механизму перерезания, локализуется в очень небольшом числе плоскостей скольжения той единственной системы скольжения, по которой и происходит перерезание. Другими словами, реализуется слу-

чай так называемого “грубого скольжения” [5, 6]. Высокие скорости деформации, которые характерны для динамических испытаний, еще более

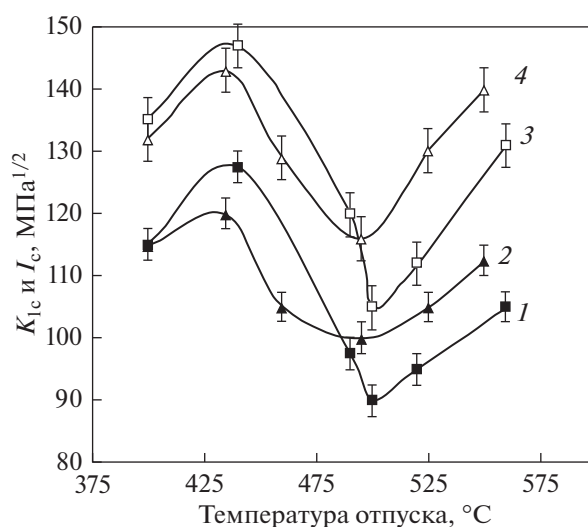


Рис. 4. Влияние температуры отпуска на вязкость разрушения (1, 2) и предел трещиностойкости (3, 4) сталей ЭП-678 (1, 3) и МС-200 (2, 4).

Таблица 5. Характеристики прочности, пластичности, ударной вязкости и динамической трещиностойкости мартенситностареющих сталей в зависимости от температуры отпуска

Марка стали, режим термообработки	Механические свойства				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU/KCT, МДж/м ²
ЭП-678, закалка 920°C	980	870	8.0	64	1.58/0.71
зак. + отп. 300°C	1050	910	9.0	56	1.12/0.48
зак. + отп. 440°C	1370	1230	6.0	40	3.10/0.12
зак. + отп. 500°C	1420	1380	5.5	30	4.43/0.23
зак. + отп. 560°C	1110	1000	11.0	49	9.88/0.41
ЭП-679, закалка 920°C	1050	890	8.0	63	—/—
зак. + отп. 300°C	1130	1040	7.0	51	—/—
зак. + отп. 440°C	1680	1450	7.0	32	—/0.10
зак. + отп. 500°C	1760	1690	5.0	28	—/0.14
зак. + отп. 560°C	1380	1150	7.0	40	—/0.24
МС-200, закалка. 820°C	1100	1020	—	—	—
зак. + отп. 400°C	1770	1690	6.5	36	0.7/0.44
зак. + отп. 430°C	1900	1840	5.0	28	0.68/0.11
зак. + отп. 460°C	2040	1980	4.5	25	0.62/0.16
зак. + отп. 490°C	2100	2060	4.0	21	0.48/0.20
зак. + отп. 550°C	1750	1650	7.0	42	0.52/0.27
ЗИ-127, зак. 950 + отп. 500°C	1810	1785	5.0	37	—/—
зак. 950 + отп. 530°C	1780	1690	6.0	40	0.82/0.38
зак. 950 + отп. 560°C	1650	1490	9.0	45	0.73/0.32

усиливают эффект локализации. Все это приводит к быстрому формированию мощных дислокационных скоплений, и поле напряжений в голове скопления оказывается достаточным для инициации хрупкого разрушения.

В процессе испытаний на СТ вследствие малой скорости деформации эффект локализации пластической деформации проявляется в значительно меньшей степени, поэтому трещина вынуждена подрастать по вязкому микромеханизму.

При замене когерентных выделений некогерентными меняется и механизм преодоления выделений дислокациями: дислокации обходят, а не перерезают некогерентные выделения. Эффект локализации пластической деформации отсутствует, благодаря работе многих систем скольжения и, как следствие, уменьшается вероятность хрупкого разрушения при динамических испытаниях.

При статических испытаниях одновременная работа нескольких систем скольжения приводит

к быстрому достижению критического значения эффективного межчастичного расстояния, при котором перестает работать механизм огибания дислокациями некогерентных выделений. В этих условиях вероятность хрупких микропроскоков трещины увеличивается, что и приводит к снижению статической трещиностойкости.

На рис. 5а, 5б представлены зависимости относительного сужения, а также характеристик статической трещиностойкости от уровня сопротивления пластической деформации, который в данном случае характеризуется уровнем предела текучести. Очевидно, что относительное сужение, которое характеризует возможности пластической деформации металлического материала в условиях сложнапряженного состояния, при повышении предела текучести меняется традиционно, т.е. — уменьшается. Однако изменение характеристик СТ носит экстремальный характер с максимумом при уровне предела текучести примерно 1200–1300 МПа. Это еще раз доказывает,

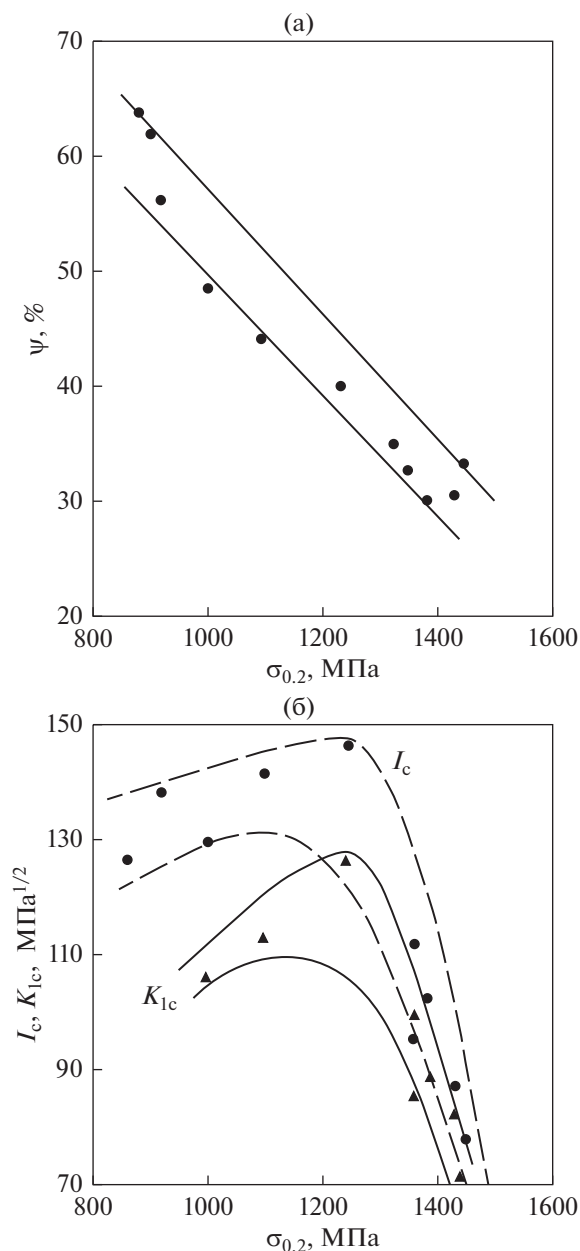


Рис. 5. Взаимосвязь относительного сужения (а) и характеристик статической трещиностойкости (б) и предела текучести стали ЭП-678.

что для каждого класса сталей можно подобрать такой уровень прочности, который будет обеспечивать максимальную статическую трещиностойкость.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что прирост прочности за счет дисперсионного упрочнения интерметаллидами в мартенситносталях Fe–Ni–Cr и Fe–Ni–Co определяется содержанием титана и при-

сутствием кобальта. Показано, что увеличение содержания титана с 0.5–0.7 (сталь ЭП-678) до 1.1–1.5% (сталь ЭП-679) приводит к повышению прочности после отпуска при 500°C на 300–350 МПа. Легирование МСС кобальтом в количестве 9–10% при содержании титана 0.5–0.7% способствует еще большему увеличению прочности: в стали МС-200 после отпуска на максимальную прочность значения предела прочности достигают 2080–2100 МПа, а в стали ЗИ-127, с более высоким содержанием кобальта, предел прочности составляет 1800 МПа при значительно меньшем содержании титана.

Показано, что увеличение размеров зерен аустенита и мартенситных пакетов при повышении температуры нагрева под закалку с 920 до 1200°C практически не влияет на уровень прочности МСС ЭП-678 и оказывает сложное влияние на характеристики трещиностойкости при однократном нагружении: уровень динамической трещиностойкости, независимо от режима последующего отпуска, снижается на 20–30%, а статическая трещиностойкость увеличивается на 10–15%. Следует отметить, что, чем выше уровень прочности и чем ниже абсолютный уровень статической трещиностойкости, тем заметнее увеличение статической трещиностойкости в результате укрупнения элементов структуры.

Показано, что, по мере повышения температуры отпуска, изменение трещиностойкости исследованных сталей имеет сложный характер: динамическая трещиностойкость в закаленном состоянии максимальна, затем, после отпуска при 430–440°C она резко падает и достигает минимальных значений. В результате, минимум динамической трещиностойкости не совпадает по температуре с максимумом прочности, который во всех исследованных сталях наблюдали после отпуска при 480–500°C.

Характеристики статической трещиностойкости сталей ЭП-678 и МС-200 в результате отпуска при температурах до 440°C увеличиваются и после отпуска при 440°C достигают максимальных значений; затем в интервале 440–500°C происходит их снижение до минимального уровня при температуре 490–500°C; при дальнейшем повышении температуры отпуска до 560°C СТ стали ЭП-678 повышается. В отличие от динамической трещиностойкости минимальный уровень характеристик статической трещиностойкости МСС соответствует максимуму прочности.

Таким образом, совместный анализ изменения прочности, а также статической и динамической трещиностойкости исследованных сталей в процессе отпуска показал, что максимальный уровень характеристик СТ соответствует минимуму ДТ и оба эти экстремума не соответствуют максимуму прочности.

Показано, что главной причиной такого сложного изменения трещиностойкости является смена типа интерметаллидных выделений с когерентных при температурах отпуска до 440–450°C на некогерентные при более высоких температурах отпуска.

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Пермского края в рамках научно-го проекта С 26/513 и в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (темы “Структура” г.р. № 122021000033-2 и “Давление” г.р. № 122021000032-5).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситностареющие стали. М.: Металлургия, 1970. 224 с.
2. Перкас М.Д., Еднерал А.Ф., Зайцева Р.Д., Жуков О.П., Русаненко В.В. О роли кобальта в упрочнении мартенситностареющих сталей // ФММ. 1984. Т. 57. № 2. С. 310–318.
3. Еднерал А.Ф., Кардонский В.М., Перкас М.Д. Структурные изменения при старении безуглеродистых мартенситностареющих сталей // Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения: Сб. научн. тр. М.: Наука, 1979. С. 18–43.
4. Зайцева Р.Д., Перкас М.Д. Факторы, влияющие на пластичность и вязкость мартенситностареющих сталей // Митом. 1975. № 9. С. 2–11.
5. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Яковлева И.Л. Влияние термообработки на механические и усталостные свойства мартенситностареющих сталей // ФММ. 1992. № 1. С. 111–120.
6. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Филиппов А.М. Стабильность двухфазной ($\alpha + \gamma$)-структуры мартенситностареющих сталей при различных видах разрушения // ФММ. 1993. Т. 75. Вып. 3. С. 129–137.
7. Гладковский С.В., Филиппов А.М., Калетин А.Ю., Калетина Ю.В., Счастливцев В.М., Симонов Ю.Н. Влияние режимов аустенитизации на механические характеристики и особенности разрушения мартенситностареющих сталей // ФММ. 1994. Т. 78. Вып. 2. С. 159–169.
8. Гладковский С.В., Калетина Ю.В., Филиппов А.М., Калетин А.Ю., Счастливцев В.М., Ишина Е.А., Веселов И.Н. Метастабильный аустенит как фактор повышения конструктивной прочности мартенситностареющих сталей // ФММ. 1999. Т. 87. № 3. С. 86–96.
9. He Y., Yang K., Sha W., Cleland D.J. Microstructure and mechanical properties of a 2000 MPa Co-free maraging steel after aging at 753 K // Metall. Mater. Trans. A. 2004. V. 35. № 9. P. 2747–2755.
10. He Y., Yang K., Liu K., Sha W., Guo Z. Age hardening and mechanical properties of a 2400 MPa grade cobalt-free maraging steel // Metall. Mater. Trans. A. 2006. V. 37. P. 1107–1116.
11. Tariq F., Naz N., Baloch R. A. Effect of cycling aging on mechanical properties and microstructure of maraging steel 250 // Journal of Materials engineering and performance (JMEP). 2010. V. 19. P. 1005–1014.
12. Leitner H., Schober M., Schnitzer R., Zinner S. Strengthening behavior of Fe–Cr–Ni–Al–(Ti) maraging steels // Mater. Sci. Eng. A. 2011. V. 528. P. 5264–5270.
13. Hou H., Qi L., Zhao Y.H. Effect of austenitizing temperature on the mechanical properties of high-strength maraging steel // Mater. Sci. Eng. A. 2013. V. 587. P. 209–212.
14. Hou H., Li H.F., Jin Y.C., Wang X.R., Wen Z.Q. Effect of heat treatment temperature on the mechanical properties of low-temperature high strength maraging steel // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 601. P. 1–6.
15. Сухих А.А., Махнева Т.М., Дементьев В.Б. Повышение характеристик вязкости мартенситно-стареющих сталей // Хим. физика и мезоскопия. 2015. Т. 17. № 2. С. 260–269.
16. Galindo-Nava E.I., Rainforth W.M., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J. Predicting microstructure and strength of maraging steels: elemental optimization // Acta Mater. 2016. V. 117. P. 270–285.
17. Jiang B., Wu M., Zhang M., Zhao F., Zhao Z.G., Liu Y.Z. Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: effect of heat treatment parameters // Mater. Sci. Eng. A. 2017. V. 707. P. 306–314.
18. Tian J.L., Wang W., Li H.B., Shahzad M.B., Shan Y., Jiang Z.H., Yang K. Effect of deformation on precipitation hardening behavior of a maraging steel in the aging process // Mater. Char. 2019. V. 155. P. 109827.
19. Тарик Ф., Шифа М., Балох Р.А. Влияние условий перестаривания на микроструктуру и механические свойства мартенситно-стареющей стали // Митом. 2020. № 3. С. 7–14.
20. Zhang C., Wang C., Zhang S.L., Ding Y.L., Ge Q.L., Su J. Effect of aging temperature on the precipitation behavior and mechanical properties of Fe–Cr–Ni maraging stainless steel // Mater. Sci. Eng. A. 2021. V. 806. P. 140763.
21. Niu M.C., Yin L.C., Yang K., Luan J.H., Wang W., Jiao Z.B. Synergistic alloying effects on nanoscale precipitation and mechanical properties of ultrahigh-strength steels strengthened by Ni_3Ti , Mo-enriched, and Cr-rich co-precipitates // Acta Mater. 2021. V. 209. P. 116788.
22. Li H., Liu Y., Liu B., Wei D.X. Synergistic enhancement of strength and ductility of cobalt-free maraging steel via nanometer-scaled microstructures // Mater. Sci. Eng. A. 2022. V. 842. P. 143099.
23. Li J.H., Zhan D.P., Jiang Z.H., Zhang H.S., Yang Y.K., Zhang Y.P. Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: a review // Journal of Materials Research and Technology. 2023. V. 23. № 3–4. P. 172–190.
24. Симонов Ю.Н. Структурные аспекты прочности и трещиностойкости низкоуглеродистых конструкционных сталей / Дис. д-ра техн. наук. Пермь: ПГТУ, 2004. 383 с.

Structure and Crack Resistance of Maraging Steels under Single Loading

Yu. N. Simonov¹, M. Yu. Simonov¹, Yu. V. Kaletina², and A. Yu. Kaletin², *

¹*Perm National Research Polytechnic University, Perm, 614990 Russia*

²*Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620990 Russia*

**e-mail: akalet@imp.uran.ru*

Abstract—The effect of structural parameters on the strength and crack resistance of maraging steels under single loading has been studied. It has been established that the increase in strength due to dispersion hardening with intermetallic compounds in the studied steels is determined by the titanium content and the presence of cobalt. It was shown that the change in crack resistance under single loading with increasing tempering temperature has a complex character. It has been established that, in contrast to dynamic crack resistance, the minimum level of static crack resistance characteristics of the studied steels corresponds to the maximum strength. Possible reasons for such a change in the characteristics of static and dynamic crack resistance are discussed.

Keywords: maraging steel, grain, package, intermetallic precipitates: coherent, incoherent, strength, crack resistance