

трескивание насаженных зубчатых колес из мартенситно-стареющих сталей, растрескивание горячих трубопроводов атомных электростанций в сварных зонах и др.

Заблаговременный учет развития процессов предвыделения в условиях эксплуатации позволяет не только предотвратить катастрофические последствия от преждевременного разрушения изделий и машин, но и использовать потенциальные преимущества материалов, в которых при определенных условиях происходят процессы, свойственные ранним стадиям распада твердых растворов. Сегодня широко используются эффекты предвыделения для дисперсионного упрочнения материалов, повышения сопротивления ползучести, уменьшения радиационного распухания.

В связи с определяющим влиянием ранних стадий распада пересыщенных твердых растворов на комплекс механических, физических, коррозионных свойств материалов и, в итоге, на их работоспособность определение температурно-временного интервала протекания ранних стадий распада является важнейшей научно-практической задачей. Использование для этой цели физических методов исследования (например,

метода удельного электросопротивления) является весьма перспективным.

Библиографический список

1. Паршин А. М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
2. Паршин А. М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988 – 656 с.
3. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов / А. М. Паршин, А. Н. Тихонов, Г. Г. Бондаренко, Н. Б. Кириллов. Под ред. А. М. Паршина и А. Н. Тихонова. – СПб.: Политехника, 1995. – 302 с.
4. Хрестоматия и специальные вопросы металловедения / А. М. Паршин, А. Н. Тихонов, Г. Г. Бондаренко и др. Под ред. А. М. Паршина и А. Н. Тихонова. – СПб.: Политехника, 1998. – 306 с.
5. Келли А., Никлсон Р. Дисперсионное твердение. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1966. – 300 с.
6. Теплухина И. В. Ранние стадии распада твердых растворов и работоспособность конструкционных материалов: Вестник молодых ученых. – 1999. № 1(2). – С.35–41.
7. Лифшиц Б. Г., Крапошин В. С., Линецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. Изд. 2-е. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
8. Структура и свойства сплавов / А. М. Паршин И. М. Неклюдов, Б. Б. Гуляев, Н. В. Камышанченко, Е. И. Пряхин / Под ред. А. М. Паршина, И. М. Неклюдова. – М.: Металлургия, 1993. – 318 с.

УДК 532 77

ОДНОРОДНОСТЬ РАСПАДА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Н. Б. Кириллов

Санкт-Петербургский государственный технический университет

Упрочнения сталей и сплавов достигают по твердорастворному, дисперсионному, дислокационному, зернограничному, субструктурному механизмам путем легирования, термической и пр. обработок. Твердорастворноупрочненные закаленные на мартенситную структуру стали и сплавы могут быть дополнительно упрочнены за счет процессов дисперсионного твердения, протекающих при формировании вторичных фаз.

Содержание элементов внедрения

(углерода, азота, водорода, кислорода и др.) в равновесных твердых растворах на основе железа при комнатной температуре весьма незначительно (в α -Fe при 20 °C растворимость С составляет около 0,0062 %, Н – 0,0001% (при 400 °C) – 0,0008% (при 500 °C), О – около 0,0007-0,008% (при 700 °C), N при 200 °C – 0,01 %, все масс). С повышением температуры растворимость элементов внедрения резко, в десятки, сотни и даже тысячи раз возрастает, особенно при

температурах выше температуры полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения [1–3]. С понижением температуры из-за уменьшения растворимости водорода в стали и высоких давлений, создаваемых молекулярным водородом в микропорах, возникают микроразрывы. Кроме того, водород, обладая высокой диффузионной подвижностью, стремится к разного рода дефектам, в том числе и к неметаллическим включениям, усиливая их отрицательное влияние на стойкость материала. Следует учитывать высокую растворимость водорода в легкоплавких включениях (сульфидная эвтектика FeS–FeO имеет температуру плавления 980 °С), что способствует возникновению при кристаллизации газовых пузырей [4]. При высоких температурах вступает во взаимодействие с основным металлом и растворенный в нем или находящийся в оксидных включениях кислород; при этом он диффундирует в твердое железо, образуются нестабильные окислы и новые «сателлитные» включения [5]. Элементы замещения растворяются как в α -Fe, так и в γ -Fe в более широком диапазоне, вплоть до неограниченного количества (Ni, Mn, Cr, V, Co, Pd, Pt, Rh), образуя непрерывные ряды твердых растворов [1–3]. В легированном феррите и аустените растворимость элементов внедрения также незначительна. Так в коррозионностойких хромистых сталях типа X13 растворимость $C + N < 0,01–0,015 \%$, а в хромоникелевых типа X18H8 растворимость $C < 0,006 \%$.

Введение в сталь легирующих элементов (замещения и внедрения) в количествах, превышающих растворимость их в твердом растворе при комнатной температуре, позволяет использовать механизм дисперсионного упрочнения за счет процессов формирования вторичных фаз (карбидов, нитридов, интерметаллидов и пр.). При этом важен учет различия в растворимости, в первую очередь – элементов внедрения в α (μ)- и γ -твердых растворах, достигающего тысяч раз (максимальная растворимость углерода в аустените 2,14 %, а в феррите при 20 °С – 0,0062 %).

Растворимость элементов зависит не

только от типа кристаллической решетки, химического состава матричного твердого раствора, но и от температуры нагрева.

Одной из важнейших закономерностей деформации металлов и сплавов является ее неоднородный характер. Пластические и прочностные свойства стали при нагружении зависят от сложного взаимодействия отдельных зерен и структурных составляющих. Вблизи недеформируемых включений в локальных зонах матрицы деформация повышена по сравнению со средней. Таким образом возможно появление зон предразрушения, образование полостей [6]. Величина внутренних напряжений на границах фаз может превышать их пределы текучести при внешней нагрузке ниже предела пропорциональности [7]. Появлению усталостных микротрещин предшествует растрескивание не только по границе включения – матрица, но и внутри включения. Остроугольные части включений вызывают надрывы в матрице [8]. В процессе горячей пластической деформации, термической обработки и прочих внешних воздействий различие физико-химических свойств (особенно модуля упругости, коэффициента линейного расширения, твердости, температуры фазовых превращений, электропроводности и пр.) матрицы и включений приводят к возникновению напряжений на границе их раздела, величина которых зависит от ряда факторов: когерентности включения и матрицы, формы и размера включения, расстояния между ними, объемной доли и характера распределения [9].

В высокохромистых инструментальных сталях типа X12, содержащих большую долю карбидной фазы, роль последней велика, если не определяющая, в стойкости инструмента. Возникновение микротрещин в этих сталях однозначно связывают с границей раздела карбид – матрица как при горячей механической [10], так и при термической [11] обработках, а также при нагружении в процессе эксплуатации [12]. В инструментальных сталях неоднородное распределение карбидов, нитридов и др. вторичных фаз и неметаллических включений приводит к такому существенному их не-

достатку, как анизотропия деформации при термической обработке, что вызывает необходимость трудоемких и дорогостоящих доводочных операций [13,14].

Равномерность распределения и однородность карбидных и др. фаз имеет определяющее влияние на обеспечение высокого комплекса физико-механических свойств большинства сталей и сплавов. При таком распаде твердый раствор в процессе температурно-временных циклов под нагрузкой все время остается относительно изотропным.

Таким образом, необходимо создание технологии, обеспечивающей равномерное распределение первичных карбидных и пр. фаз. При этом не менее важно рациональное легирование сплавов, введение макро- и микролегирующих элементов в количествах, не приводящих еще к сильному ухудшению свойств.

Анализ существующих путей достижения равномерного распределения карбидных и пр. фаз в высокохромистых сталях [12, 15] показал перспективность термической обработки с целью перераспределения карбидной фазы [16].

Сложности с достижением однородного твердого раствора, выравниванием химического состава связаны с наличием ско-

плений карбидов, что приводит при нагреве к возникновению областей концентрационной неоднородности твердого раствора [17, 18].

Исследование растворимости карбидов в сталях X12Ф1 и ей подобных композициях (X12, X12М) дало возможность определить параметры нагрева, позволяющие подавить или значительно уменьшить исходную карбидную неоднородность. Этот режим получил название «глубокая аустенизация» [16].

Разработан технологический процесс термической обработки, позволяющий существенно уменьшить карбидную неоднородность в сталях типа X12Ф1, что позволило получать при нагреве достаточно однородный γ -твердый раствор с последующей фиксацией его при комнатной температуре путем ускоренного охлаждения.

Дальнейшее исследование посвящено изучению особенностей распада пересыщенного твердого раствора и установлению режимов старения.

Исследовали процессы старения стали при 400–900 °С после глубокой аустенизации (1220 °С, 3 ч) в широком диапазоне выдержек (1–100 ч). Температурно-временные закономерности изменения прочности (твердости) приведены на рис. 1.

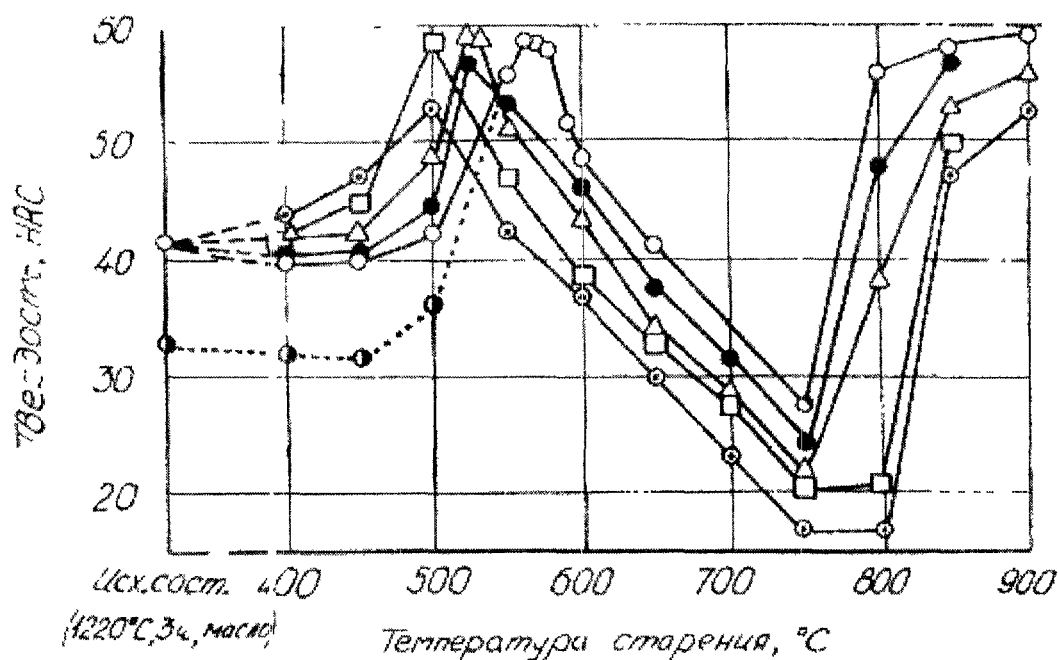


Рис. 1.

Температурная зависимость выделения карбидных фаз
в глубокоаустенитизированной стали марки X12Ф1 в процессе старения

Длительность старения, ч	Количество карбидной фазы, % (масс)								
	Температура старения, °С								
	400	500	550	600	650	700	750	800	850
1	6,56	5,99	7,16	11,52	14,02	14,97	13,44	12,00	8,81
25	7,21	8,84	14,83	15,34	15,24	14,73	15,50	12,50	8,39
100	—	—	—	—	—	—	—	—	8,28

Следует отметить, что твердость материала непосредственно после аустенитизации составляла HRC 32–34, повышение ее до HRC 41 связано с вылеживанием материала при комнатной температуре в течение 25 суток. Замер твердости производили на всех образцах сразу после завершения эксперимента в целом. Дополнительный эксперимент на образцах той же стали, подвергнутой обработке по такому же режиму, но с укороченными выдержками при старении (1 и 3 ч) и с замером твердости через сутки после эксперимента, показал, что твердость образцов, состаренных при 400–500 °С, ниже, чем в первом опыте. Это можно объяснить только тем, что еще не произошли процессы старения в материале при комнатной температуре.

Как видно из рис. 1, с увеличением длительности старения происходит смещение пиков твердости на кривых твердения в область более низких температур. Так при старении в течение 1 ч он соответствует 560 °С, при 10 ч – смещается к 525 °С, а при 100 ч – уже в районе 475 °С. Максимальная твердость достигается в узком температурном интервале 5–10 °С для каждой длительности старения и составляет максимальные значения HRC 59,5–60,0.

После аустенитизации (1220 °С, 3 ч) в стали присутствовало 5, 68 % карбидной фазы. Результаты фазового физико-химического анализа количества фаз, выделяющихся при старении, приведены в табл.

Рентгеноструктурный анализ показал, что основной карбидной фазой, выделяющейся при старении, является карбид типа Me_7C_3 , кроме него присутствует в стали в очень незначительных количествах карбид цементитного типа Me_3C .

При часовом старении количество выделившейся из твердого раствора карбидной фазы достигает уровня, соответствующего отожженному состоянию, только при температуре 700 °С. Состав карбида претерпевает изменения: при низких температурах старения в нем повышенное содержание железа, что можно объяснить малой диффузионной подвижностью атомов хрома, а затем по мере повышения температуры доля железа в карбиде убывает за счет долегиования его хромом.

Оценка структуры стали после старения с помощью оптической и электронной микроскопии, рентгеновского и фазового физико-химического, а также магнитного анализов позволяет понять особенности структурных превращений в ней (рис. 2).

В процессе старения имеет место выделение из аустенита хромистых карбидов типа Me_7C_3 , вследствие чего при последующем охлаждении до комнатной температуры происходит частичное превращение обедненного хромом и углеродом аустенита в мартенсит. Причем процесс старения интенсивнее идет сначала на границах зерен, а затем уж затрагивает и центр зерна. Об этом свидетельствует разная травимость у границ зерен и в центре их в интервале температур старения 400–650 °С. Появление в структуре значительного количества мартенсита и объясняет, в основном, повышение твердости при температурах нагрева до 560 °С.

Изучение реплик под электронным микроскопом при увеличениях $\times 7000$ – $\times 8000$ образцов, прошедших старение в диапазоне температур до появления пика твердости, показало, что зафиксировать карбидную фазу трудно, что свидетельствует о высокой степени ее дисперсности. Эта высокодисперсная фаза также повышает твердость.

При температурах старения 400–450 °С возможен непосредственный переход γ -твердого раствора в мартенсит в результате протекания процессов формирования карбидной фазы и обеднения матричного твердого раствора. Причем формирование карбидов возможно как в γ -, так и в μ -твердом растворе. Свой вклад в упрочнение при температурах ниже достижения пика твердости должны вносить и процессы предвыделения карбидов, т.е. в этом случае имеет место вторичное твердение, что подтверждается данными и других авторов [12].

Изучение структур после старения при 500 °С в течение 5 ч показало, что процессы распада пересыщенного твердого раствора заметны, но выражены весьма слабо. Структура матричного твердого раствора – мартенсит, между кристаллами которого образуются тонкие карбидные пластинки, имеются участки, в которых распад еще не начался. После старения при 550 °С в течение 10 ч процессы распада более развиты: образуется большее количество очень мелких карбидных частиц пластинчатой формы. Структура матрицы – отпущенный мартенсит. После старения при 600 °С длительностью 10 ч заметен процесс коагуляции карбидной фазы. Мартенситные признаки структуры твердого раствора исчезают. При больших температурах старения (650 °С и выше) процессы коагуляции карбидов продолжают.

Рентгеноструктурный анализ показал, что после часового старения при 550 °С соотношение в структуре γ - и α -фаз – 9:10. Присутствие же γ -фазы на рентгенограммах образцов, нагреваемых выше 600 °С, практически не отмечено. Параметр решетки

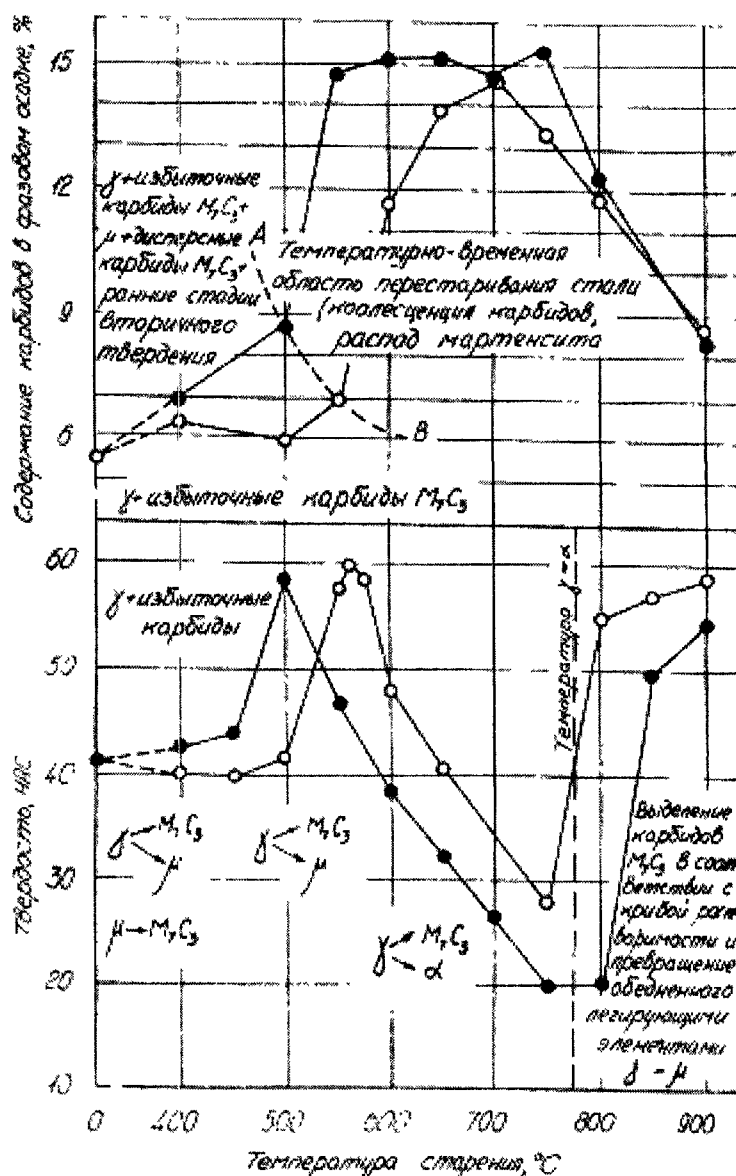


Рис. 2.

α -фазы после старения 1 ч при 550 °С составляет 0,284 нм, а после старения 5 ч при 700 °С – 0,286 нм. После нагрева до 700–750 °С α -фаза является уже ферритом.

Следовательно, можно управлять степенью карбидной ликвации в рассматриваемых сталях. Можно переводить ту или иную часть карбидной фазы в твердый раствор или выделять ее при старении в желаемой форме с заданной степенью дисперсности и равномерности распределения. Изменяя температурно-временные условия старения, можно регулировать процесс распада в широких пределах. Структурное же состояние матричного твердого раствора при

комнатной температуре зависит от его состава и может быть описано при помощи диаграммы Шеффлера.

Оценивая полученные данные, следует признать, что наиболее удовлетворительный режим старения находится в интервале температур 700–750 °С длительностью 1–5 ч. Такой режим старения обеспечивает достаточно однородное и равномерное распределение карбидной фазы при одновременном снижении твердости до уровня отожженного материала. Для ряда инструментов (при безударном характере их нагружения при эксплуатации) можно рекомендовать режим старения, связанный с достижением максимальной твердости HRC 59,5–60,0.

Стали, подвергнутые термической обработке по разработанным режимам, имеют более высокие значения ударной вязкости (в 1,3–1,5 раз). Стойкость проходных резцов, подвергнутых термической обработке по разработанным режимам на максимальную твердость при старении (1200 °С, 2,5 ч + 560 °С, 1 ч или 520 °С, 10 ч) при точении штанги Ø75x1000 мм стали 35 твердостью HB1630–1700 МПа, повысилась на 50–67%. Промышленное опробование штампового инструмента показало повышение стойкости между переточками на 12–28%, а общей – в 1,4–2,0 раза, при стабильных результатах и отсутствии преждевременных хрупких разрушений.

Таким образом:

выявлены температурно-временные закономерности изменения прочности (твердости) после старения в широком интервале температур (400–900 °С) стали, подвергнутой предварительно глубокой аустенитизации;

установлены особенности структурных превращений на различных стадиях распада глубокоаустенитизированного твердого раствора и их влияние на изменение прочностных свойств в процессе старения.

Библиографический список

1. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. – М.: Металлургия, 1962. – Т. I, II. – 1488 с.
2. Шанк Ф. А. Структуры двойных сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 760 с.
3. Диаграммы состояний двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др. / Под ред. О. А. Банных и М. Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
4. Губенко С. И., Трофименко В. В. К вопросу о роли неметаллических включений при образовании в стали микроразрывов водородного происхождения // РАН. Металлы. – 1993. – № 3. – С.179-186.
5. Уразова В. А. Поведение неметаллических включений в процессе высокотемпературных обработок // Сталь и неметаллические включения: Тематич. отрасл. сб.– М.: Металлургия, 1978. – № 3. – С.106–135.
6. Губенко С. И. Развитие волновой деформации матрицы стали в контакте с неметаллическими включениями // РАН. Металлы. – 1995. – № 3. – С.103–110.
7. Чеховой А. Н., Куманин В. И. Роль локальных напряжений в формировании и развитии очагов микроразрушения при эксплуатации инструментальной стали // Вестник машиностроения. – 1994. – № 11. – С.37–40.
8. Спектор Я. И., Ляшенко В. П., Самсонов А. Н. Исследование усталостных микротрещин у неметаллических включений // Сталь и неметаллические включения: Тематич. отрасл. сб. – М.: Металлургия, 1980. – № 4. – С.30–38.
9. Бельченко Г. И., Губенко С. И. Неметаллические включения и качество стали. – Киев: Техніка, 1980. – 168 с.
10. Булат С. И., Тихонов А. С., Чернышев О. Г. Пластичность и прочность износостойких сталей системы Fe–Cr–C // МиТОМ. – 1973. – № 5. – С.43–45.
11. Малинкина Е. И. Образование трещин при термической обработке стали. – М.: Машгиз, 1958. – 160 с.
12. Скрынченко Ю. М., Позняк Л. А. Работоспособность и свойства инструментальных сталей. – К.: Наук. думка, 1979. – 168 с.
13. Аранович А. О., Бондаренко С. И. Деформация высокохромистых штамповых сталей при термической обработке // МиТОМ. – 1967. – № 9. – С.39–43.
14. Бримене В. П., Паварас А. Э. Анизотропия линейных деформаций инструментальных сталей при термической обработке // МиТОМ. – 1968. – № 8. – С.26–30.
15. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. Изд.2-е. – М.: Металлургия, 1967. – 799 с.
16. Кириллов Н. Б. Растворимость карбидных фаз и однородный распад твердого раствора в высокохромистых сталях // Научные ведомости БелГУ. – Белгород: Изд-во БелГУ, 1998. – №1(6). – С.91-99.
17. Голиков И. Н., Масленков С. Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977. – 224 с.
18. Ершов Г. С., Позняк Л. А. Микронеоднородность металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 214с.