

14. Пути создания особо чистой аустенитной коррозионно-стойкой свариваемой стали / А.М. Паршин, В.А. Бардин, И.Е. Колосов и др. // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез*, 1993. – Вып. 1–2. – С. 21–28.
15. Гуляев А.П. *Металловедение*. Изд. 5-е. – М.: *Металлургия*, 1978. – 648 с.
16. Материаловедческое исследование гильзы компенсирующего стержня реактора БОР-60, облученной дозой $1,6 \times 10^{23}$ н/см² ($E > 0,1$ МэВ) / В.А. Красноселов, В.М. Косенков, Э.Е. Островский, Ю.Д. Гончаренко // *Радиационные дефекты в металлических кристаллах*. – Алма-Ата: *Наука*, 1978. – С. 117–123.
17. Критерии работоспособности конструкционных материалов первой стенки термоядерных реакторов / А. М. Паршин, И.Е. Колосов, Ю.Г. Прокофьев, Е.А. Станкокович // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез / ЦНИИАтом-информ*, 1984. – Вып. 1(14). – С. 32–41.
18. Орлов В.В., Альтовский И.В. Условия работы материалов первой стенки термоядерных реакторов // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение / ХФТИ*. Харьков, 1981. – Вып. 1(15). – С. 9–16.
19. Некоторые проблемы физики радиационных повреждений материалов / В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов и др. – Киев: *Наук. думка*, 1979. – 239 с.
20. Казаков В.А., Шамардин В.К. Проблемы конструкционных материалов первой стенки термоядерных реакторов // *Исследование и разработка материалов для реакторов термоядерного синтеза, связанные с объемными радиационными дефектами*. – М.: *Наука*, 1981. – С. 19–35.
21. Pawel I.E., Grjssbeck M.I., Shiba K. a. ol. Effect of low temperature neutron irradiated on deformation behavior of austenitic stainless steels. 7 Int. Conf. of Fusion reactor materials. Obninsk, Russia. 1995. – P. 90.
22. Tucker R.P., Ohr S.M., Wechsler M.S. Radiation hardening and transmission electron microscopy in Nb. // *Radiation damage in reactor materials*. – Viena, 1969. – Vol. 1. – P. 417–425.
23. Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов / А.Д. Амаев, А.М. Крюков, И.М. Неклюдов и др.; Под ред. А.М. Паршина и П.А. Платонова – СПб.: *Политехника*, 1997. – 312 с.
24. Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение / Под ред. А.М. Паршина, И.М. Неклюдова и Н.В. Камышанченко – М.; СПб.: *Белгород: Изд-во БГУ*, 1998. – 378 с.
25. Инденбом В.Л., Кирсанов В.В., Орлов А.Н. Радиационные дефекты в кристаллах // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. – Харьков: *ХФТИ*, 1982. – Вып. 2(21). – С. 3–22.
26. Icata N., Watanabe K., Konko J. Rad. Eff. On iron and iron alloys // *J. Fac. Eng. Univ. – Tokyo B.* – 1976. – 33. – № 3. – P. 417–425.
27. Шамардин В.К., Неустроев В.С., Голованов В.Н. Эволюция структуры и механических свойств аустенитных сталей с ростом дозы облучения // *Реакторное материаловедение / НИИАР*. Дмитровград, 1997. – С. 72–88.
28. Высоконикелевые сплавы типа ЧС-42 и ЧС-43 как материалы первой стенки термоядерных реакторов / О.А. Банных, И.В. Горынин, Ш.Ш. Ибрагимов и др. // *Исследование и разработка материалов для реакторов термоядерного синтеза* – М.: *Наука*, 1981 – С. 147–153.

УДК 699.11

ОБЩНОСТЬ ЯВЛЕНИЙ СИНЕЛОМКОСТИ, ОТПУСКНОЙ И ТЕПЛОВОЙ ХРУПКОСТИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ

А.М.Паршин, А.П. Петкова, Г.Н.Теплухин

С.-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технический университет

Установлено, что нагрев холоднодеформированной стали до температур 100–400 °С приводит к существенному изменению ее механических свойств. В работе [1] показано, что пределы прочности и текучести низкоуглеродистой стали, нагретой до различных температур после волочения с обжатием 30 %, вначале повышаются, достигая максимальных значений около 200–300 °С, а относительное удлинение при этом понижается,

достигая приблизительно при этих же температурах своих наименьших значений (рис. 1). Аналогично пределу прочности изменяется твердость стали. Особенно резко при этой температуре снижается ударная вязкость стали. Таким образом, нагрев холоднодеформированной низкоуглеродистой стали при низких температурах, в особенности при 200–300 °С, делает ее более твердой, хрупкой и менее пластичной.

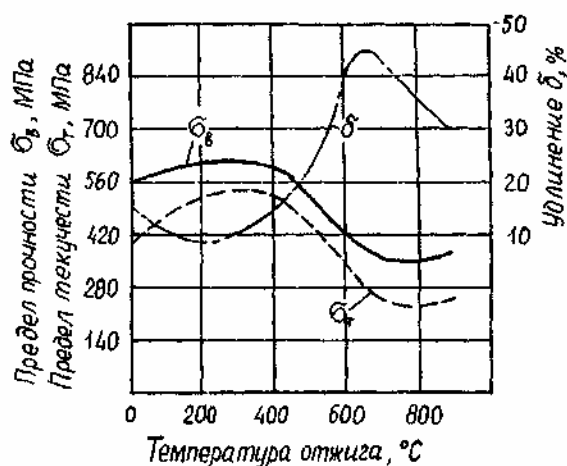


Рис. 1. Изменение механических свойств проволоки из мягкой стали в зависимости от температуры отжига.

В работе [1] показано, что и при простом вылеживании при комнатной температуре происходят подобные же изменения свойств холоднообработанной мягкой стали, однако они совершаются гораздо медленнее и менее интенсивно.

Причина деформационного старения до настоящего времени еще окончательно не выяснена. Одни авторы считают, что оно происходит вследствие выделения при вылеживании и нагреве до низких температур мельчайших частиц оксидов или нитридов железа на границах зерен и плоскостях сдвига феррита, что и вызывает увеличение твердости и уменьшение пластичности металла. Другие предполагают, что эти изменения в свойствах стали происходят в период, предшествующий выделению указанных соединений в результате образования сегрегаций атомов выделяющихся примесей. Ни то, ни другое из этих предположений не получило еще всеобщего признания.

Можно считать вполне установленным только то, что процессы старения происходят в феррите, а этим объясняется, что старению в гораздо большей степени подвержена сталь с малым содержанием углерода, чем высокоуглеродистая сталь [1].

Деформационное старение при низких температурах имеет много общего с так называемой синеломкостью, выражающейся в том, что сталь, обработанная давлением или деформированная при температурах 200–300 °C

(при этих температурах появляется синий цвет побежалости), становится более твердой и более хрупкой. Следовательно, хрупкость деформационного старения отличается от синеломкости только тем, что первая возникает в результате действия холодной деформации и последующего нагрева, а синеломкость возникает в результате одновременного действия этих факторов.

Остановимся подробнее на явлении синеломкости. В 1940 г. П.Б. Михайлов-Михеев отметил, что одним из "виновников" так называемого механического или деформационного старения является азот [2]. Раннее старение связывали с присутствием в стали кислорода, так как было установлено, что хорошо раскисленная сталь стареет в очень малой степени. П.Б. Михайлов-Михеев также считал, что механическое старение является свойством, присущим главным образом малоуглеродистым сталям, и заключается в том, что подвергнутая пластической деформации сталь под влиянием последующего вылеживания, а также под влиянием невысоких нагревов изменяет свои механические свойства. Автор при этом не уточнял температуру. То же самое явление, по мнению П.Б. Михайлова-Михеева, наблюдается в стали, подвергнутой пластической деформации при так называемом синем цвете побежалости, т. е. около 300–400 °C (явление синеломкости). В обоих случаях состаренная сталь становится весьма хрупкой, но вместе с тем более твердой и прочной.

В 1957 г. Н.Т. Гудцов [3] писал о том, что значительный интерес представляет влияние температуры службы (испытания) на ударную вязкость и пластичность стали. У многих металлов и сплавов в различных температурных интервалах обнаруживается опасная склонность к хрупкому разрушению. При низких температурах наблюдается резкое падение ударной вязкости и пластичности, известное под названием хладноломкости. В интервале температур 500–550 °C имеет место минимум ударной вязкости, называемый синеломкостью. Таким образом, Н.Т. Гудцов практически не связывает явление синеломкости с синим цветом побежалости, наблюдаемым при температуре около 300 °C (табл. 1).

Таблица 1

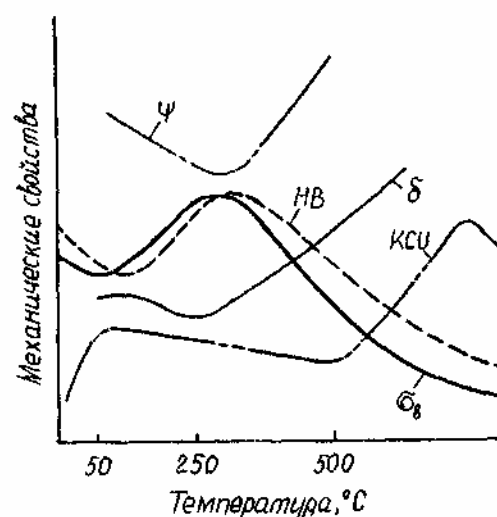
Цвета побежалости по разным источникам

БСЭ, т. 28, с. 444 [4]	t, °C	Технология металлов [5]	t, °C	Материаловедение и цвет художественных изделий из металла [6]	t, °C
Соломенный	220	Светло-желтый	230	Бледно-желтый	230
Коричневый	240	Желтый, темно-желтый	230-240	Темно-желтый	240
Пурпурный	260	Коричневый	255	Темно-коричневый	255
Синий	300	Коричнево-красный	265	Пурпурно-красный	275
Светло-серый	330-350	Фиолетовый	285	Фиолетовый	285
Серо-коричневый	400	Темно-синий	295-310	Васильково-синий	295
Коричневый	450	Светло-синий	315-325	Бледно-голубой	315
Черный	500	Серый	330	Серый	330

В 1959 г. Э. Гудремон [7] привел результаты исследований механических свойств литой стали при повышенных температурах и подтвердил известные ранее факты, касающиеся старения сталей (рис. 2). Повышение твердости, считал Э. Гудремон, может быть использовано в качестве сравнительно простой характеристики для установления склонности стали к старению. В том же температурном интервале наблюдается уменьшение поперечного сужения ψ и относительного удлинения δ , получившее название синеломкости, т. е. хрупкости в области температур синего цвета побежалости. Э. Гудремон предлагает следующее объяснение охрупчивания вследствие старения. Растворенные в кристаллической решетке железа атомы углерода и азота могут наикратчайшими путями достигать дислокаций и сосредоточиваться около них. Поэтому старение после холодной пластической деформации протекает быстрее, чем старение после закалки. При этом весь углерод и азот настолько прочно связываются с дислокациями, что подлинного выделения их из решетки уже не происходит. Вследствие этого отсутствует возможность роста одних зародышей за счет других, т. е. возможность коагуляции.

В БСЭ [8] о синеломкости говорится следующее. Синеломкость – снижение пластичности (δ , ψ) при одновременном повышении прочности, наблюдаемое в низкоуглеродистой стали при деформации в интервале температур 200–300° С (синий цвет побежалости) или при последующем испытании при комнатной температуре. Синеломкость обусловлена главным образом

взаимодействием между атомами азота и дислокациями.



Р и с. 2. Механические свойства литой стали при повышенных температурах

А.П. Гуляев в [9] в 1986 г. приводит температурную зависимость прочности для железа и отмечает, что прочность железа и его сплавов при 200–300° С выше прочности при комнатной температуре, а пластичность и вязкость ниже. Явление это носит название синеломкости, т. к. температура возникновения синеломкости соответствует появлению на поверхности синих цветов побежалости. Удовлетворительного объяснения, по А.П. Гуляеву, явление синеломкости не имеет, а наблюдаемое снижение пластичности может быть связано с выпадением карбидных и, особенно, нитридных фаз в процессе деформации.

Следует отметить, что температуры цветов побежалости по различным литературным источникам отличаются друг от друга (см. табл. 1). Кроме того, в [6] приве-

дены данные о том, что цвета побежалости зависят не только от температуры, но и от продолжительности нагрева при этой температуре. В зависимости от продолжительности нагрева при одной и той же температуре полированная поверхность углеродистой стали последовательно окрашивается в различные цвета (табл. 2). В табл. 2 приводятся данные для той же стали, что и в табл. 1 [6].

Таблица 2

Изменение цвета поверхности металла
в зависимости от продолжительности
выдержки при температуре 230 °С

Продолжительность нагрева, мин.	Цвет
15	Бледно-желтый
30	Красный
45	Синий
60	Бледно-синий

Поэтому явление охрупчивания сталей при умеренных температурах, называемое синеломкостью, далеко не всегда связывается именно с синим цветом побежалости, наблюдаемым при температуре около 300°С. Явление охрупчивания сталей при умеренных температурах характеризуется минимальными значениями ударной вязкости при определенных температурно-временных условиях испытаний.

Охрупчивание сталей при умеренных температурах известно в литературе как явления:

- синеломкости;
- отпускной хрупкости (обратимой и необратимой);
- тепловой хрупкости;
- низкотемпературного радиационного охрупчивания.

Рассматривая процессы охрупчивания в целом, необходимо подчеркнуть, что оно вызвано пересыщенностью твердых растворов различными элементами, которые, перераспределяясь, способствуют выпадению определенных избыточных фаз на границах зерен. При этом перераспределяются элементы с малыми атомными радиусами – углерод, азот, бор, фосфор, образующие соответственно такие избыточные фазы, как карбиды, нитриды, бориды, фосфиды. Следует отметить, что процессы распада пересыщенных твердых растворов протекают

как для деформированной, так и для отожженной или закаленной стали. Если распад пересыщенного твердого раствора и вызываемое им охрупчивание происходят при нагреве деформированной стали, это явление большинством исследователей называется синеломкостью. Если охрупчивание наблюдается при отпуске закаленной стали, то оно называется отпускной хрупкостью.

Рассматривая вопросы синеломкости, обычно имеют в виду стали с низким содержанием углерода. Однако явление, подобное синеломкости, наблюдается и в высокоуглеродистых сталях. Так, лента из сталей марок У10 и У8, обработанная на высокотемпературный бейнит, подвергнутая холодной прокатке с обжатием 80–90 % и состаренная при температуре 200°С, получила наибольшие значения пределов прочности, упругости и вообще пружинных свойств за счет упрочнения ферритной составляющей в результате процессов распада пересыщенных твердых растворов [10], подобных тем, которые происходят при синеломкости.

Если элементы, перераспределяющиеся в первую очередь, включаются в процесс охрупчивания практически сразу после нагрева или даже во время вылеживания, то для перераспределения других элементов, отличающихся большими размерами (например, Cr, Mn), требуется значительно большее время. Примером может служить явление тепловой хрупкости перлитных сталей, которое вызывается в основном образованием интерметаллидов.

Более жесткие условия – повышение температуры эксплуатации, длительное старение, и особенно радиационное воздействие, или различные сочетания этих факторов – могут ускорить процесс охрупчивания и вызвать его проявление при более низких температурах или за меньшее время выдержки.

Рассмотрим подробнее процесс радиационного низкотемпературного охрупчивания аустенитных конструкционных материалов, в отсутствие облучения практически не подверженных снижению пластических характеристик в интервале умеренных температур.

В условиях радиационного облучения сталей и сплавов высокоэнергетическими

частицами (ионами, нейтронами и т. д.), в отличие от теплового (закалка) и механического (пластическая деформация) воздействий, в каждый момент времени образуется практически одинаковое надравновесное количество межузельных атомов и вакансий. Однако рекомбинировать в момент облучения способны только неустойчивые пары Френкеля, находящиеся в зоне неустойчивости (или спонтанной рекомбинации). Устойчивых пар Френкеля оказывается на два и более порядков меньше, чем неустойчивых, однако именно они вызывают при определенных температурно-временных условиях радиационное распухание и другие негативные эффекты. В результате слияния точечных радиационных дефектов в кристалле могут образовываться их скопления, кластеры. При росте вакансионные скопления (вакансия, бивакансия и т. д.) превращаются в поры. Сферические поры могут захлопываться, в итоге различных преобразований они переходят в дислокационные петли вакансионного типа. Подобно вакансиям могут конденсироваться и межузельные атомы, которые непосредственно образуют дополнительные экстраплоскости, ограниченные краевыми дислокациями. Вырастая до определенных размеров, петли могут взаимодействовать друг с другом, образуя дислокационную сетку. Вследствие более сильного взаимодействия межузельных атомов с другими структурными дефектами они быстрее уходят на стоки, чем вакансии. Оставшиеся вакансии ускоряют диффузионные процессы. В условиях нейтронного (и ионного) облучения диффузия ускоряется и вследствие увеличения плотности дислокаций.

Описанные простые и сложные дефекты радиационного происхождения ускоряют диффузионные процессы, способствуют их протеканию при более низких температурах, интенсифицируют распад твердых растворов с образованием карбидных, нитридных и интерметаллидных избыточных фаз. Это дает основание говорить о стимулировании структурно-фазовых превращений при облучении сталей и сплавов.

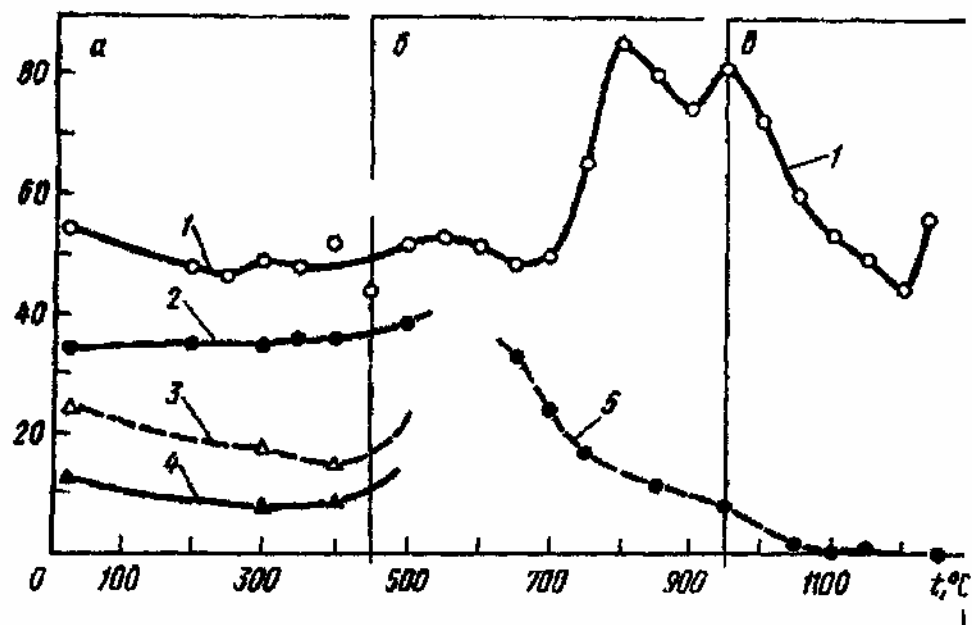
Если для объяснения ускорения превращений под влиянием облучения во многих случаях достаточно использовать пред-

ставления о радиационно-стимулированной диффузии, то в настоящее время уже известны случаи, когда превращение в данной системе происходит только при наличии радиации. В этих случаях облучение изменяет положение кривой предельной растворимости легирующего элемента (или примеси) в матрице, что свидетельствует о протекании радиационно-индуцированных распадов. Равновесные (в определенных температурно-временных условиях) в отсутствие облучения твердые растворы под воздействием облучения могут стать неравновесными, что обуславливает протекание распада твердого раствора с образованием избыточных фаз. Облучение ускоряет распад пересыщенных (неравновесных) твердых растворов, при этом возможно протекание различных стадий распада при более низких температурах, чем в отсутствие облучения (например, проявление "синеломкости", т. е. низкотемпературного радиационного охрупчивания в аустенитных сталях и сплавах в интервале температур 200–350°C) [11].

Явление "синеломкости" в облученных аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах подлежит глубокому исследованию. Снижение пластичности можно связать с выпадением карбидных и, особенно, нитридных фаз в процессе деформации. Отсутствие проявления "синеломкости" в сплаве типа X20H45M4B в необлученном состоянии и обнаружение усиленного снижения пластических свойств после облучения в интервале температур 300–400°C может быть доказательством того, что нейтронное облучение ускоряет выпадение карбидных и нитридных фаз типа $Cr_{23}C_6$ и Cr_2N (рис. 3).

Для температурного интервала НТРО характерно внутризеренное, достаточно однородное выделение карбидных (нитридных) фаз, обуславливающее транскристаллитный характер разрушения.

Сущность явления НТРО заключается в значительном (иногда катастрофическом) снижении пластичности облученного материала в этой температурной области. Интенсификация нейтронным облучением выделения вторичных карбидных и нитридных фаз в указанном интервале температур (особенно в инкубационном периоде распа-



Р и с. 3 Закономерность изменения кратковременной пластичности высоко- никелевого сплава X20Ni45M4B в исходном (1) и облученном нейтронами (2-5) состояниях

Кривая	2	3	4	5
Флюэнс, нейтр/см ²	$1,6 \cdot 10^{21}$	$5,5 \cdot 10^{21}$	$1 \cdot 10^{22}$	$7,7 \cdot 10^{20}$
$t_{обл}$, °C	~350	~300	~300	270-335
E, МэВ	≥0,85	≥0,85	≥0,85	0,5

да) приводит к охрупчиванию, вызванному концентрацией напряжений на сферических дефектах по сравнению с общим уровнем напряжений в материале [11]. Наличие концентрации напряжений приводит к облегченному зарождению и распространению трещин в конструкционных материалах в температурной области НТРО, проявляющейся в резком снижении их пластичности.

Библиографический список

1. Колчин К.П. Отжиг и отпуск наклепанной стали // Термическая обработка черных металлов: Курс лекций. Лекция 13. – М.;Л.: Metallurgizdat, 1940.
2. Михайлов-Михеев П.Б. Классификация стали. Обыкновенные и скрытые примеси стали // Термическая обработка черных металлов: Курс лекций. Лекция 8. – М.;Л.: Metallurgizdat, 1940.
3. Металловедение и термическая обработка металлов: Справочник / Под ред. Н.Т. Гудцова. – М.: Metallurgizdat, 1957.

4. Большая Советская Энциклопедия – Т. 28 – С. 44.
5. Кучер А.М. Технология металлов. – М.: Машгиз, 1951.
6. Пирайнен В.Ю., Магницкий О.Н. Металловедение и цвет художественных изделий из металла // Металловедение и технология обработки металлов: Докл. юбилейной научно-техн. конф. / СЗПИ. СПб., 2000. – С. 106-108.
7. Гудремон Э. Специальные стали: Пер. с нем. – Т. 1 – М.: Metallurgia, 1966. – 736 с.
8. Большая Советская Энциклопедия. – Т. 23. – С. 418.
9. Гуляев А.П. Металловедение. Изд. 6-е. – М.: Metallurgia, 1986. – 542 с.
10. Пат. № 1424350 России. Способ изготовления ленты для пружин / Г.Н. Теплухин, С.А. Хазанов, А.С. Калугин и др. 03.11.93.
11. Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов / А.Д. Амаев, А.М. Крюков, И.М. Неклюдов и др.; Под ред. А.М. Паршина и П.А. Платонова. – СПб.: Политехника, 1997. – 312 с.