

20 мкм. Удаление такого слоя обеспечит снижение радиоактивного загрязнения до фоновых значений и повторное использование металла в качестве вторичного сырья.

Наиболее распространенные современные методы дезактивации – химический и электрохимический, за редким исключением, не обеспечивают требуемую степень дезактивации и образуют большие количества радиоактивных отходов, требующих дальнейшей переработки.

Вместо реагентной (химической и электрохимической) дезактивации поверхностно-загрязненных деталей и изделий предлагается разработать и внедрить в практику метод лазерной дезактивации.

Опытные исследования по лазерной дезактивации, выполненные ЦНИИ КМ «Прометей», НИКИЭТ совместно с НПО «Астрофизика» дали обнадеживающие результаты. Исследования в Аргонской национальной лаборатории также показали перспективность этого направления для промышленного применения.

Преимущества предлагаемой технологии, основанной на разрушении радиоактивной оксидной пленки под воздействием лазерного излучения и удалении продуктов разрушения с обрабатываемой поверхности, заключается, во-1-х, в минимальных объемах твердых радиоактивных отходов очистки (например, с 1 м² может удаляться до 400 г материалов), а во-2-х, в возможности дистанционной дезактивации радиоактивных поверхностей и полостей сложной формы.

Планы работы позволят:

детально разработать и экспериментально обосновать новую перспективную тех-

нологию дезактивации, базирующуюся на нетрадиционном методе – лазерной технологии, воплощенной в лазерном опытно-промышленном комплексе;

минимизировать объем радиоактивных отходов при очистке оборудования, получаемых в твердой форме в виде частиц металла;

возвратить дезактивированный металл для повторного неограниченного использования в любую отрасль промышленности, при этом затраты могут окупиться в течение нескольких лет при соответствующей масштабности работ;

удешевить процесс дезактивации за счет малых эксплуатационных затрат и отсутствия химрастворов, жидких радиоактивных отходов и необходимости строить для них дополнительные хранилища;

повысить радиационную безопасность при проведении ремонтных, регламентных работ и при снятии с эксплуатации оборудования ЯЭУ за счет многофункциональности комплекса, автоматизации контроля за проведением работ и радиационной обстановкой в технологическом процессе, а также за счет создания систем удаления радиоактивности с обрабатываемой поверхности, ее сбора и дистанционной обработки.

Кроме того, предлагаемая лазерная технология предусматривает возможность резки и сварки материалов, дистанционного управления этими процессами, а также обеспечивает компактность установки и экономичность ее эксплуатации.

Библиографический список

1. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 656 с.

УДК 532.77

ИНКУБАЦИОННЫЙ ПЕРИОД РАСПАДА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ

А. М. Паршин, Н. В. Виноградова, И. В. Теплухина

Санкт-Петербургский государственный технический университет

Основными конструкционными материалами в машиностроении являются ста-

ли и сплавы. Развитие техники требует разработки металлических материалов, способ-

ных длительное время надежно работать в широком интервале температур. В ряде случаев определяющими могут быть не только длительная прочность, сопротивление ползучести и деформационная способность, но и высокая сопротивляемость коррозионному растрескиванию и межкристаллитной коррозии в рабочих агрессивных средах. Особенно это актуально для материалов, используемых в ядерной энергетике.

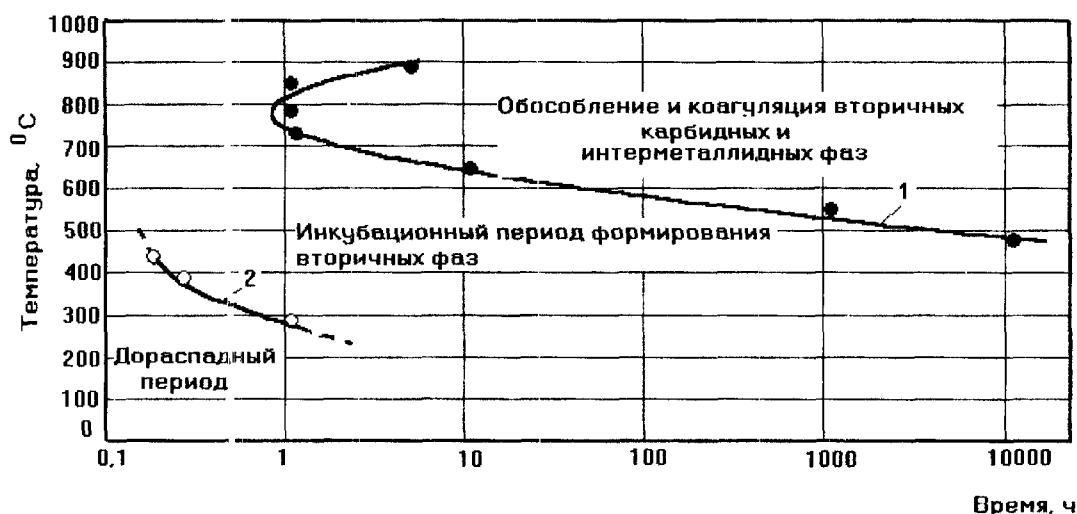
Для успешного решения поставленных перед материаловедением задач необходимо полное понимание процессов, происходящих в твердых растворах как при их термической обработке, так и в процессе длительной эксплуатации с течением времени.

Данному вопросу в последнее время уделяется большое внимание. Так, школой профессора А. М. Паршина опубликован ряд работ [1–4], в которых убедительно показывается, что распад пересыщенных твердых растворов различного состава и кристаллографического строения протекает постадийно с общей последовательностью развития физического механизма промежуточных превращений от появления сегрегационных скоплений, кластеров, когерентных областей концентрационной неоднородности, через потерю когерентности, до выделения и роста частиц новой фазы. Общий вид классической диаграммы структурных превращений при распаде пересыщенных твердых растворов представлен на рис. 1.

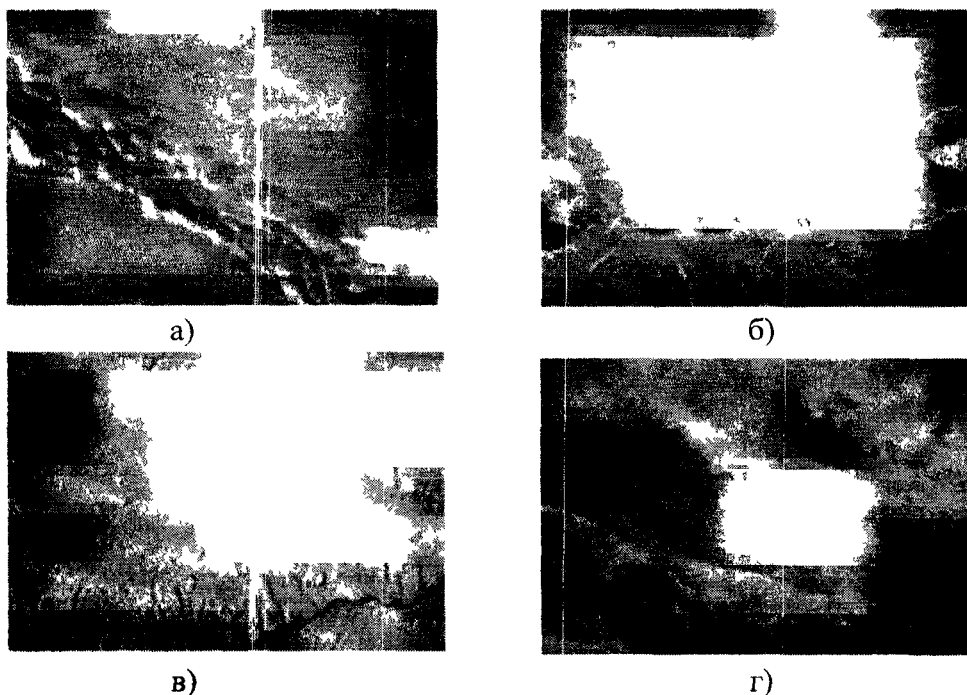
Установленные закономерности являются общими для всех пересыщенных твердых растворов и в зависимости от температурно-временных факторов проявляются в большей или меньшей степени.

Выделение вторичной фазы в сплавах с различными механизмами упрочнения и с различной кристаллической структурой вначале происходит по границам зерен, а затем по другим поверхностям раздела (плоскости двойникования, линии сдвига и др.) (рис. 2). Избирательность распада обусловлена как более легкими условиями зарождения вторичных фаз на готовых поверхностях раздела, так и различной термодинамической стабильностью твердых растворов, имеющих различное легирование и кристаллическую структуру.

Необходимо отметить три периода распада при определенных температурно-временных условиях: 1) дораспадный, 2) инкубационный (скрытый, латентный) и 3) период обособления и коагуляции вторичных избыточных фаз. К сожалению, очень часто учитываются только те процессы, которые происходят на стадиях обособления или даже коагуляции фаз (количественная сторона процесса). При этом почти не учитываются не менее важные процессы, происходящие до обособления фаз – в инкубационном периоде распада (качественная сторона процесса). Именно в инкубационном периоде распада и образуются напряжения несоответствия.



Р и с . 1. Диаграмма структурных превращений в сплаве марки 03Х20Н45М4БЦЧ (1 – начало обособления вторичных фаз, 2 – начало появления сегрегатов).



Р и с 2 Зоны предвыделения в дисперсионно-твердеющих сталях и сплавах
 а) X12H20T3P, старение 600 °С, 5000 ч, x4500, б) X18H22B2T2, старение 700 °С,
 100 ч, x11000,
 в) XH77ГЮР, старение 700 °С, 1 ч, x11000, г) β-титан, старение 500 °С,
 10 ч, x10000

Исследование процессов предвыделения, когда образующиеся фазы еще не выявляются металлографически, представляет значительные методические трудности, хотя именно на стадиях предвыделения может наблюдаться наибольшее изменение прочности, хрупкости, плотности, электросопротивления, внутренних напряжений, коррозионной стойкости. Процессы, происходящие до выделения избыточных фаз или полиморфного превращения в твердом растворе (инкубационный период распада), оказывают существенное, а иногда и определяющее влияние на механические и физические свойства сплавов

Было установлено, что отличительной особенностью распада дисперсионно-твердеющих сталей и сплавов по сравнению с обычными аустенитными сталями типа 18–8, 15–15 и сталями других композиций, является наличие весьма растянутого во времени инкубационного периода зарождения и формирования избыточной интерметаллидной фазы. Кроме того, ранние стадии распада у этих материалов сопровождаются

появлением значительных полей упругих деформаций

Многочисленными исследованиями показано, что упрочнение и охрупчивание аустенитных дисперсионно-упрочняемых сталей и сплавов при тепловом воздействии происходит задолго до появления обособленных фаз типа Ni_3Ti , т.е. изменение механических свойств, в основном, определяется структурными превращениями на ранних стадиях формирования избыточной фазы, происходящими в инкубационном периоде распада твердого раствора.

Протекание структурных превращений в инкубационном периоде распада сопровождается сокращением длины образцов (увеличением плотности). Непосредственным проявлением этого являются эффекты отрицательной ползучести.

Исследования показали, что в дисперсионно-твердеющих аустенитных сталях и сплавах в интервале температур 500–650 °С имеет место отрицательная ползучесть, т.е. не увеличение остаточной пластичности во времени, а ее снижение при определенных тем-

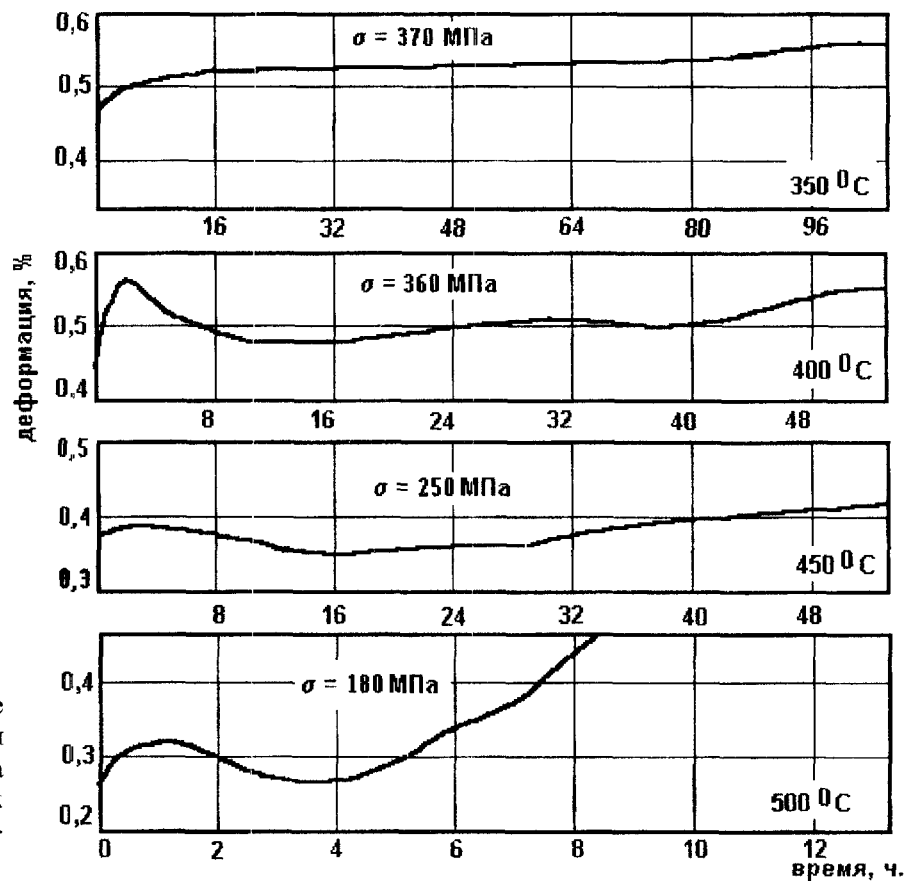
пературно-временных условиях испытания. Максимальное сокращение длины может достигать 0,2–0,3%. Это явление протекает задолго до появления обособленных интерметаллидных фаз типа Ni_3Ti и обусловлено изменениями объема материала на стадиях предвыделения формирующейся фазы в инкубационном периоде распада. Явление отрицательной ползучести вырождается при значительном повышении температуры или нагрузки ввиду преобладающего влияния удлинения образцов собственно от ползучести над сокращением размеров образцов, обусловленного протеканием ранних стадий распада твердого раствора.

При исследовании дисперсионно-упрочняемых β - и $(\alpha+\beta)$ -сплавов титана также было установлено, что упрочнение и сопутствующее ему снижение ударной вязкости в процессе длительного старения обусловлено не выделением обособленной α -фазы титана, а, в основном, подготовительными процессами внутри зерен β -твердого раствора, предшествующими обособлению указанной фазы.

β -сплав титана типа В-120VCA свойственно проявление отрицательной ползучести в интервале температур 350–550°C. Величина отрицательной деформации достигает 0,06–0,09 %. С повышением температуры испытания это явление затухает, и при температурах выше 600°C отрицательная ползучесть вырождается (рис. 3).

Для $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов типа ВТ22 также характерно проявление отрицательной ползучести при тепловом воздействии в интервале температур 250–450 °С. Максимальное сокращение длины при этом может достигать 0,2–0,3 %.

Явление отрицательной ползучести в сплавах титана проявляется задолго до появления обособленной α -фазы и обусловлено протеканием ранних стадий распада β -твердого раствора. Интенсивность уменьшения удельного объема материала, по видимому, определяется как скоростью диффузии легирующих элементов в период начальных стадий распада β -твердого раствора,



Р и с .3. Проявление отрицательной ползучести в β -сплаве титана типа В-120VCA при различных температурах и напряжениях.

так и промежуточным состоянием формирующейся α -фазы, степенью ее когерентности с матрицей и др.

Кинетика описанных процессов определяется температурой, временем и уровнем приложенных напряжений.

Интенсивное упрочнение мартенситно-стареющих сталей типа «Мареджинг» в процессе старения преимущественно связано с ранними стадиями формирования интерметаллидов в практически безуглеродистой матрице. Мартенситно-стареющим сталям также свойственно проявление отрицательной ползучести и увеличение плотности в процессе старения, причем, этот эффект максимален в том же температурно-временном интервале, где максимальны упрочнение и охрупчивание стали (рис. 4).

В закаленных инструментальных сталях эффект вторичного твердения при низкотемпературном отпуске (20–70 °С) длительностью 5000–15000 ч, а также аномальное увеличение твердости при длительном (до 10000 ч) старении в области отрицательных температур (–20 и –50 °С) связаны с ранними стадиями формирования карбида Fe_3C в мартенситной матрице.

Начало процессов распада твердых растворов отчетливо улавливается физическими методами исследования, особенно при использовании метода измерения удельного электросопротивления.

На начальных этапах распада наблюдается «аномальное» повышение удельного электросопротивления при исследовании ряда дисперсионно-твердеющих аустенитных и мартенситно-стареющих сталей (рис. 5).

Известно, что удельное электросопротивление является весьма чувствительной функцией от общего числа и распределения точечных дефектов в металле, а также дислокаций и растворенных атомов. При мало изменяющейся плотности дислокаций и концентрации дефектов этот метод является «тонким» средством для изучения распада пересыщенных твердых растворов [5, 6].

Увеличение электросопротивления в процессе распада твердого раствора представляется «аномальным» явлением, т.к. любой процесс обеднения матрицы легирующими элементами должен, казалось бы, сопровождаться уменьшением удельного электросопротивления [7]. Увеличение электросопротивления на определенном этапе старения нами связывается с образованием скоплений растворенных атомов, имеющих размеры, соизмеримые с длиной волны электронов проводимости и потому вызывающих их сильное рассеяние (1–2 нм) [8]. Важную роль в возрастании электросопротивления играют также искажения кристаллической решетки вокруг когерентных выделений и возрастание плотности дислокаций в матрице в период обособления выделений.

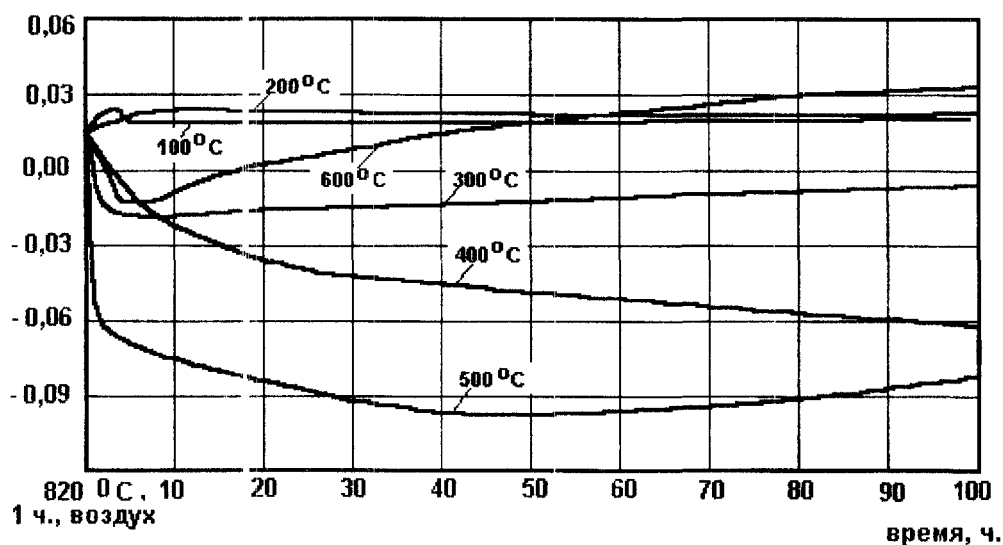
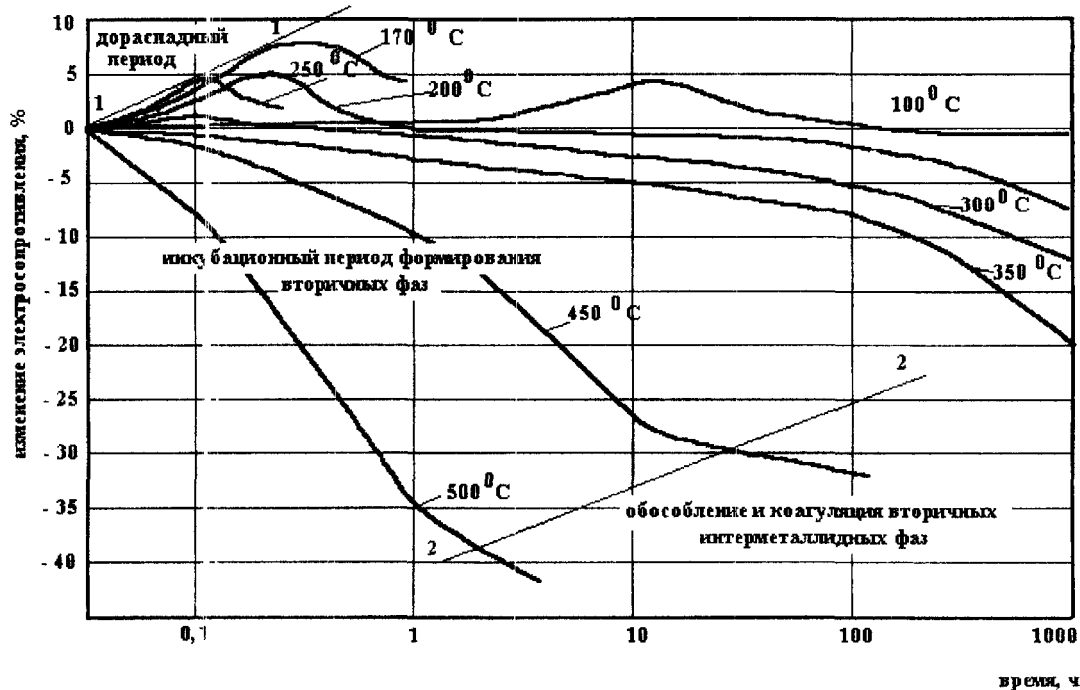


Рис. 4 Проявление отрицательной ползучести в закаленной стали марки 01Н17К13М5ТЮ в зависимости от температуры испытания ($\sigma = 32$ МПа)



Р и с . 5. Характер изменения электросопротивления стали марки 01Н17К13М5ТЮ при старении.

Это же мнение высказывается и в работах Вилсона, Пиккеринга, Фишера, Миллера и др. В дальнейшем, по мере роста сегрегатов и их обогащения легирующими элементами, превалирующее влияние на изменение электросопротивления будет оказывать не размерный фактор продуктов наиболее ранних стадий распада, а обеднение матрицы легирующими элементами, формирующими γ -фазу. В этом случае в соответствии с существующими представлениями электросопротивление должно понижаться.

Полученные экспериментальные данные указывают на общность природы аномальных изменений физических свойств в сталях и сплавах с различными типами кристаллических структур на стадиях предвыделения вторичной фазы (инкубационный период распада), что неизбежно влияет на механические, коррозионные и другие свойства материалов.

Проведенные эксперименты и изученные литературные данные позволяют заключить, что при распаде твердых растворов наиболее важными являются процессы предвыделения фазы, т.е. ранние стадии распада, которые происходят внутри твердого раствора до обособления и коагуляции избыточной фазы. Упрочнение и охрупчи-

вание сталей и сплавов различных композиций в основном обусловлены структурными превращениями, протекающими в инкубационном периоде распада. С протеканием ранних стадий распада связано и проявление отрицательной ползучести при определенных условиях испытания, а также «аномальное» возрастание удельного электросопротивления на начальных этапах старения.

Степень развития указанных процессов зависит от легированности твердого раствора, т.е. от его «мощности», а также от типа кристаллической структуры, растворимости в ней легирующих элементов, которые входят в избыточную фазу, скорости их диффузии и т. п. при действующих температурно-временных факторах.

Познание общих закономерностей процессов распада пересыщенных твердых растворов, а также изучение влияния ранних стадий распада на механические и физические свойства металлических материалов имеет большое практическое значение для обеспечения работоспособности изделий с длительным сроком службы. Примерами разрушений в эксплуатации вследствие развития процессов предвыделения могут служить разрушение болтов и стяжек из материалов с отрицательной ползучестью, рас-

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 °С растворимость С составляет около 0,0062 %, Н – 0,0001% (при 400 °С) – 0,0008% (при 500 °С), О – около 0,0007-0,008% (при 700 °С), N при 200 °С – 0,01 %, все масс). С повышением температуры растворимость элементов внедрения резко, в десятки, сотни и даже тысячи раз возрастает, особенно при