

талостную прочность титана и циркониевого сплава / [В. Ф. Терентьев, С. А. Добаткин, С. А. Никулин и др.] //

Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 8. – С. 26–33.

Одержано 07.02.2011

Терентьев В.Ф. Вплив попередньої деформації та розміру зерна на втомну міцність титану та його сплавів (огляд)

Розглянуто вплив попередньої пластичної деформації (в тому числі й інтенсивної пластичної деформації) та розміру зерна на характеристики втомної міцності за кімнатної температури титану та його сплавів.

Ключові слова: титан та його сплави, розмір зерна, інтенсивна пластична деформація, втомна міцність.

Terentiev V. The prestrain deformation and grain size influence on fatigue strength of titanium and its alloys fatigue strength (the overview)

The influence of prestrain plastic deformation (including intensive plastic deformation) and grain size on titanium and its alloys fatigue strength characteristics is considered.

Key words: titanium and its alloys, grain size, intensive plastic deformation, fatigue strength.

УДК 669.017

Д-р техн. наук А. Д. Коваль, д-р техн. наук М. Н. Брыков,
А. Е. Капустян, Д. Н. Тимофеевко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ НИЖНЕГО БЕЙНИТА В СТРУКТУРЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Представлены результаты эксперимента по формированию структуры нижнего бейнита в стали типа 120Г3 при температуре изотермической выдержки 200 °С. Время до начала бейнитного превращения при данной температуре составляет $5 \cdot 10^5$ с (5,8 суток). Уже через 10^6 с макротвердость стали увеличивается с HV 260 до HV 540. Микротвердость участков бейнита достигает H_{50} 650 (~ 55 HRC).

Ключевые слова: высокоуглеродистые стали, изотермическая выдержка, нижний бейнит, кинетика образования, твердость.

Надежность деталей машин и конструкций в условиях действия нагрузок различной динамики и локализации определяется способностью материалов сопротивляться разрушению, т.е. зарождению и распространению трещин. На ранних этапах понимания природы разрушения основной характеристикой материала, отвечающей за надежность изделия в эксплуатации, считали статическую прочность при однократном нагружении. Обширный опыт катастроф ответственных сооружений привел к необходимости более глубокого рассмотрения механизма разрушения и нахождения дополнительных характеристик материалов, определяющих пределы их безопасной эксплуатации.

К настоящему времени сформировалось самостоятельное научное направление – механика разрушения материалов. В ее основе лежит постулат о том,

что любое реальное тело содержит, по крайней мере, одну трещину. На стадии роста под влиянием внешних нагрузок трещина относительно медленно увеличивается до некоторой критической длины, после чего наступает стадия быстрого распространения трещины, что вызывает якобы внезапное самопроизвольное разрушение детали.

Широко распространены методы обработки, повышающие сопротивляемость материалов образованию трещин. К этим методам относятся различные варианты упрочнения: холодная пластическая деформация, закалка на мартенсит, дисперсионное упрочнение (старение пересыщенных твердых растворов), термомеханическая обработка. Эти методы позволяют значительно повысить механические характеристики – предел прочности, предел текучести и предел усталости.

Однако увеличение прочности, как правило, свя-

зано с потерей пластических свойств материалов и, как следствие, приводит к снижению способности сопротивляться распространению трещины, т.е. второй стадии разрушения. В связи с этим методы повышения прочности с одновременным сохранением пластичности всегда оставались актуальными.

Измельчение структурных составляющих – один из таких методов. Относительно простым технологическим способом практической реализации этого метода в случае сплавов на основе железа является диффузионное превращение аустенита в мелкодисперсную феррито-перлитную смесь, а также изотермическая закалка. Продукты диффузионного превращения максимально переохлажденного аустенита (сорбит, троостит) обладают повышенной прочностью в сравнении с отожженной сталью при сохранении пластичности. Продукт изотермической закалки – бейнит – характеризуется еще большим измельчением структуры. Причем, чем ниже температура превращения, тем выше прочность и сопротивляемость распространению трещины. Бейнитное превращение происходит по смешанному механизму, когда диффузионное перераспределение углерода предшествует сдвиговому фазовому превращению. Поэтому нижней температурной границей протекания бейнитного превращения является температурный порог диффузии углерода в аустените, который составляет примерно 150 °С [1].

Таким образом, бейнитное превращение, проведенное при 150–200 °С, должно приводить к максимально возможному измельчению структуры. Анализ литературных данных показывает, что при этом достигается твердость HV 650–670, предел прочности 2500 МПа и вязкость разрушения 30–40 МПа·м^{1/2}. Такие свойства достигаются благодаря измельчению пластин бейнитного феррита до 20–40 нм [2].

Однако за достижение такого комплекса свойств приходится платить длительным временем выдержки при температуре изотермического превращения. Оценка времени выдержки до начала бейнитного превращения выполнена в работе [3]. Результат расчета температур начала мартенситного M_H и бейнитного B_H

превращений для аустенита состава Fe-2%Si-3%Mn в зависимости от содержания углерода показан на рис. 1, а [3]. Бейнитное превращение возможно при температурах ниже B_H и выше M_H . Следовательно, для проведения бейнитного превращения при температуре 150–200 °С содержание углерода в сплаве должно составлять 0,8...0,9 %. Расчетное время, необходимое для начала бейнитного превращения при температуре немного ниже B_H , показано на рис 1, б. Видно, что для аустенита с содержанием углерода 0,8...0,9 % бейнитное превращение при температуре немного ниже B_H (~200 °С) начнется через 10⁵...10⁶ с. При увеличении содержания углерода температура B_H снижается (см. рис. 1, а), что приводит к неприемлемому увеличению времени выдержки до начала бейнитного превращения (см. рис. 1, б).

Приведенные выше расчеты выполнены для аустенита с содержанием кремния 2 %. Кремний подавляет образование цементита, который, по мнению авторов работ [2, 3], способствует повышенной хрупкости нижнего бейнита. Таким образом, в результате бейнитного превращения получают феррито-аустенитную структуру.

Отрицательное влияние цементита на пластичность нижнего бейнита, возможно, преувеличено. Исследования свойств стали У8 после изотермической закалки в диапазоне температур 250...450 °С [4] иллюстрируют возможность получения феррито-цементитной структуры с пределом текучести, относительным удлинением и относительным сужением 1500 МПа, 4–5 % и 20–40 % соответственно. Мелкодисперсные выделения цементита длиной 0,20–0,40 мкм с межкарбидным расстоянием 0,10 мкм [4] внутри ферритных пластин нижнего бейнита должны создавать эффект композитного упрочнения без потери пластичности. Поэтому есть основания уменьшить содержание кремния в сплаве с изменением типа структуры с феррито-аустенитной на феррито-цементитную.

Кремний практически не влияет на коэффициент диффузии углерода в аустените и температуру начала мартенситного превращения M_H [1]. Поэтому сниже-

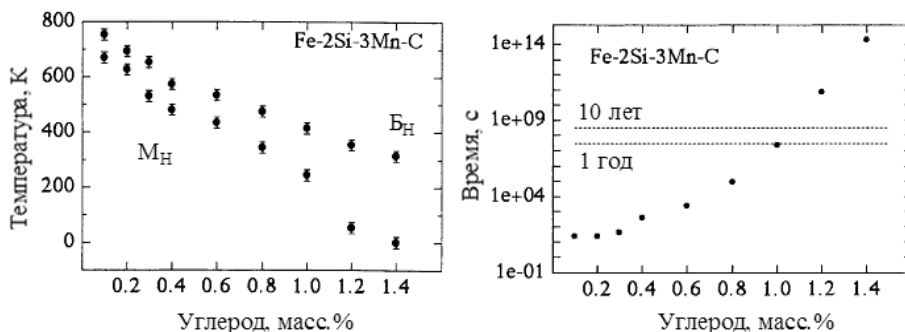


Рис. 1. Результаты расчета температурно-временных параметров распада аустенита состава Fe-2%Si-3%Mn-C [3]:

а – зависимость температуры начала мартенситного M_H и бейнитного B_H превращений от содержания углерода; б – зависимость времени до начала бейнитного превращения при температуре немного ниже B_H от содержания углерода

ние содержания кремния в сплаве не должно изменить зависимости температур M_H и B_H от содержания углерода (см. рис. 1, а). Например, температура M_H для аустенита состава 1,2 %C и 3 %Mn (без кремния) должна составлять – 180 °C.

Однако в соответствии с экспериментальными данными [1, 5 и др.] температура M_H для аустенита состава 1,2 %C и 3 %Mn составляет примерно 20 °C (~ 300 K). Не рассматривая причин столь существенного расхождения расчета с экспериментом, можно предположить, что температура B_H для аустенита состава 1,2 %C и 3 %Mn также значительно выше расчетной (см. рис. 1, а) и составляет 300...350 °C. Тогда появляется возможность проводить изотермическую закалку данного сплава при температуре около 200 °C, что потребует лишь $10^5...10^6$ с до начала превращения, а не $10^{10}...10^{11}$ с, как это следует из рис. 1, б.

Результаты экспериментального определения оценки времени бейнитного превращения аустенита состава 1,22 %C, 0,28 %Si и 3,6 %Mn [5] (рис. 2) подтверждают наши рассуждения. Интерполяция бейнитных кривых до температуры 200 °C показывает, что время до начала бейнитного превращения составит $(2..3) \cdot 10^5$ с (2..3 суток), а время до формирования 90 % бейнита – $(2..3) \cdot 10^6$ с (20...30 суток). Это время вполне приемлемо для проведения экспериментальной работы.

Интерес авторов к сплаву состава 1,2 %C и 3% Mn объясняется также его высокой износостойкостью при абразивном изнашивании после закалки из однофазной γ -области (~ 950 °C). В связи с тем, что температура M_H в данном случае составляет примерно 20 °C, аустенит предельно нестабилен при комнатной температуре и в процессе пластической деформации абразивом претерпевает γ - α превращение с упрочнением до HV1200-1300. Сочетание высокой чувствительности к деформационному превращению и повышенного содержания углерода обеспечивает предельно высокую износостойкость для металлической матрицы железоуглеродистых сплавов [6]. Таким образом, сплав с содержанием углерода и марганца

1,2 % и 3 % соответственно может служить универсальным материалом, пригодным как для износостойких деталей (закалка от 950–970 °C – аустенит, HV 220) и инструмента (закалка от 740–750 °C – мартенсит + аустенит, HV 740–800), так и для высокопрочных деталей конструкций (закалка от 950–970 °C – аустенит, нагрев до 150–250 °C, выдержка – нижний бейнит).

Цель настоящей работы заключалась в экспериментальном определении кинетики бейнитного превращения сплава состава 1,2 %C и 3 %Mn при температуре 200 °C и некоторых свойств полученного бейнита. Снижение температуры до 150 °C на первом этапе исследований нецелесообразно, поскольку может привести к непрогнозируемому увеличению времени эксперимента. Повышение температуры превращения до 250–300 °C связано с опасностью выделения первичных карбидов из аустенита (см. рис. 2) и резкому снижению твердости продукта превращения [3].

Образцы исследуемого материала сечением примерно 3x3 мм и длиной 5–10 мм вырезаны из средней части слитка диаметром 80 мм, полученного путем электрошлакового переплава. Исходный материал – сталь после индукционной выплавки, разлитая в песчаные формы. Химический состав стали после ЭШП следующий (масс. %): C-1,27; Mn-3,55; P-0,023; S-0,010; Cu-0,02; Cr-0,10; Si-0,35; Ni-0,07. Термообработку образцов перед изотермической выдержкой проводили по режиму: нагрев в воздушной атмосфере до 950 °C, выдержка 10 мин, охлаждение в воде до комнатной температуры. Твердость образцов после термообработки – HV 260.

Для проведения изотермической выдержки образцов использовали мини-печь с источником питания и контроллером для автоматического поддержания температуры (рис. 3).

Образцы выдерживали при температуре 200 °C заданное время, затем поочередно извлекали из печи и измеряли твердость. Зависимость твердости образцов от времени выдержки показана на рис. 4. Микроструктура образцов показана на рис. 5.

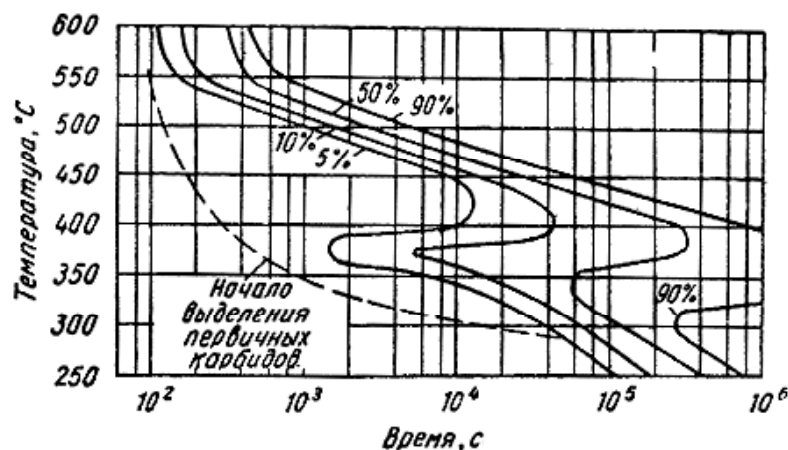


Рис. 2. Диаграмма изотермического распада аустенита состава 1,22 %C, 0,28 %Si и 3,6 %Mn [5]

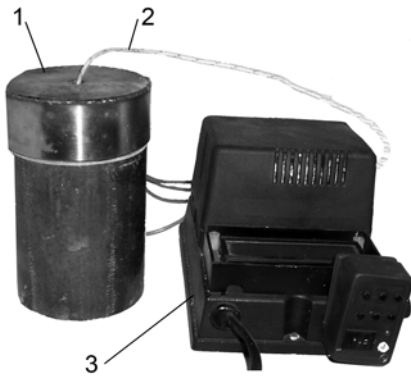


Рис. 3. Устройство для проведения изотермической выдержки:

1 – печь сопротивления; 2 – термопара ХК; 3 – источник питания в сборе с контроллером

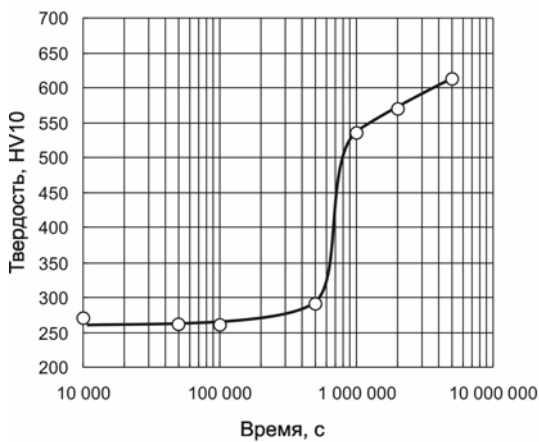


Рис. 4. Кривая изотермического превращения аустенита в бейнит при 200 °С для стали 120Г3

Структура стали после закалки от 950 °С (рис. 5, *a*) в основном аустенитная. Присутствие некоторого количества карбидов связано, вероятно, с недостаточно высокой температурой нагрева под закалку. В данном случае это не является дефектом структуры, т.к. отношение (%Mn в растворе)/(%Mn в сплаве) при температуре 950 °С составляет примерно 0,9 [7], т.е. в аус-

титне после закалки содержится ~3 %Mn.

В соответствии с рис. 4, бейнитное превращение начинается через 5×10^5 с (5,8 суток). Через 2×10^6 с (23 суток) количество бейнита в структуре (темные поля) составляет около 50 % (см. рис. 5, *б*). Твердость образца – HV 570. После выдержки 5×10^6 с (58 суток) количество бейнита значительно увеличивается (см. рис. 5, *в*), соответственно увеличивается и твердость (HV 613).

Предельная твердость после завершения бейнитного превращения, т. е. при полностью бейнитной структуре, должна соответствовать микротвердости участков бейнита. Микротвердость образовавшихся участков бейнита (нагрузка 50 г) достигает H_m 650 независимо от образца (см. рис. 5, *б* и *в*).

Таким образом, в результате проведения работы установлена кинетика образования нижнего бейнита в сплаве состава 1,2 %С-3%Mn при температуре изотермического превращения 200 °С. Преимуществом сплава данного химического состава является возможность охлаждения с закалочного нагрева до комнатной температуры с сохранением аустенитного состояния. Дальнейший нагрев для проведения изотермического превращения можно проводить в обычных печах с воздушной атмосферой, что исключает необходимость использования специальных ванн для охлаждения сплава от температуры закалочного нагрева и выдержки при температуре изотермического распада. Содержание марганца на уровне 3% позволяет проводить сквозную закалку изделий сечением порядка 100 мм или проводить воздушную закалку изделий небольшого сечения. Приемлемое время бейнитного превращения позволяет практически использовать данную технологию с целью получения изделий, сочетающих высокую прочность с повышенным сопротивлением хрупкому разрушению.

Дальнейшие исследования могут быть направлены на определение оптимальной температуры бейнитного превращения с целью минимизации времени выдержки при сохранении достаточно высокого уровня механических свойств изделий.

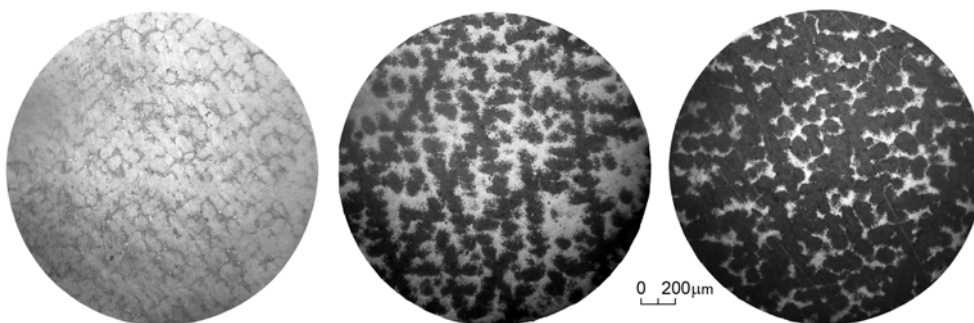


Рис. 5. Микроструктура образцов стали 120Г3 после закалки от 950 °С и выдержки при температуре 200 °С. Время выдержки:

a – без изотермической выдержки; *б* – 2×10^6 с; *в* – 5×10^6 с

Список літератури

1. Блантер М. Е. Теория термической обработки / М. Е. Блантер – М. : Металлургия, 1984. – 328 с.
2. Gabarelo F. G. Very strong bainite / Gabarelo F.G., Bhadeshia H. K. D. H. // Current opinion in solid state and materials science. – 2004. – N 8. – P. 251–257.
3. Garcia-Mateo C. Development of hard bainite / Garcia-Mateo C., Gabarelo F. G., Bhadeshia H. K. D. H. // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43. – N 8. – P. 1238–1243.
4. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л. И. Тушинский. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
5. Гудремон Э. Специальные стали : в 2-х т. / Гудремон Э. ; [пер. с нем.]. – М. : Металлургия, 1966. – 1274 с.
6. Брыков М. Н. Основы теории износостойкости железистоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков // Problems of Tribology. – 2007. – № 2. – С. 46–56.
7. Сильман Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C-Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 1. Межфазное распределение марганца / Г. И. Сильман // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 2. – С. 11–15.

Одержано 15.11.2010

Коваль А.Д., Брыков М.М., Капустян О.С., Тимофієнко Д.М. Дослідження кінетики утворення нижнього бейніту в структурі високовуглецевої низьколегованої сталі

Подано результати експерименту з формування структури нижнього бейніту в сталі типу 120Г3 при температурі ізотермічної витримки 200 °С. Час до початку бейнітного перетворення за цієї температури становить $5 \cdot 10^5 \sim 5,8$ діб). Вже через 10^6 с макротвердість сталі збільшується з HV 260 до HV 540. Мікротвердість ділянок бейніту досягає $H_{50} 650$ (~55 HRC).

Ключові слова: високовуглецеві сталі, ізотермічне гартування, нижній бейніт, кінетика утворення, твердість.

Koval A., Brykov M., Kapustjan A., Timofeenko D. Investigations of kinetics of lower bainite formation in high-carbon low alloyed steel

The results of experiment of lower bainite structure formation in 120Г3 steel with the 200 °C isothermal holding temperature are presented. There are $5 \cdot 10^5$ sec. (5,8 days) required to initiate transformation at given temperature. After 10^6 sec. macrohardness increases from HV 260 up to HV 540. Microhardness of bainitic areas reaches $H_{50} 650$ (~55 HRC).

Key words: high-carbon steels, isothermal conditioning, lower bainite, kinetics of formation, hardness.

УДК:669.431.6: 669.27: 669.275

О. А. Глотка, канд. техн. наук В. Л. Грешта, д-р техн. наук А. Д. Коваль
Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПРИРОДА ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ ТА ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РОЗПОДІЛУ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПО ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ

Розглянуто природу важкотопкого брухту та закономірності розподілу хімічних елементів по фазових складових. Установлено, що сплав відноситься до «важких» сплавів системи W-Ni-Fe з відповідною середньою концентрацією 95–3–2 % (мас.). Значна частка вольфраму знаходиться в твердому розчині на основі вольфраму, включення якого мають сферичну форму та рівномірно розташовані по об'єму. Нікель та залізо розташовуються на межах твердого розчину на основі вольфраму, що приводить до збільшення характеристики пластичності сплаву.

Ключові слова: важкотопкий брухт, розподіл хімічних елементів, фази, растровий електронний мікроскоп.

Використання важкотопких матеріалів у чистому вигляді в металургії є обмеженим у зв'язку з необхідністю впровадження спеціальних технологічних пристосувань, а властивості знаходяться на задовільному рівні (в більшості матеріалів). Тому раціонально виготовляти сплави на основі важкотопких елементів, які будуть мати добрі високотемпературні властивості та задовільні механічні властивості.

Одним з найбільш тугоплавких елементів є вольфрам, який виготовляється з порошків оксидів шляхом відновлення. В подальшому порошок спікають в штабіки з яких виготовляють проволочку, або використовують

для легування сталей. Іншим напрямком використання вольфраму є виготовлення за допомогою порошкової металургії сплавів, які поєднують різні механічні та фізичні властивості. До таких матеріалів відносяться порошкові сплави систем вольфрам-мідь, вольфрам-срібло, вольфрам-нікель, вольфрам-нікель-залізо, вони поєднують високу електро- і теплопровідність із зносостійкістю вольфраму і відносяться до групи «важких» сплавів з високою густиною. Їх використовують для виготовлення робочих частин рубильників, вимикачів, електродів для контактної зварки, роторів гіроскопів, радіаційних екранів, контейнерів для зберіган-