

ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА С НАНО- И СУБМИКРОННЫМ РАЗМЕРОМ ХАРАКТЕРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУРЫ ПРИ ОТПУСКЕ И СТАРЕНИИ



Л.М. Клейнер,
доктор технических наук,
профессор,
Пермский национальный
исследовательский
политехнический университет



А.А. Шацов,
доктор технических наук,
профессор,
Пермский национальный
исследовательский
политехнический университет



И.В. Ряпосов,
кандидат технических наук,
старший научный сотрудник,
Пермский национальный
исследовательский
политехнический университет



Д.М. Ларинин,
кандидат технических наук,
старший научный сотрудник,
Пермский национальный
исследовательский
политехнический университет



П.О. Быкова,
старший преподаватель,
Пермский национальный
исследовательский
политехнический университет



С.К. Гребеньков,
аспирант,
Пермский национальный
исследовательский
политехнический университет



К.А. Кобелев,
главный конструктор,
ООО «Фирма «Радиус – Сервис»



И.Д. Романов,
младший научный сотрудник,
Пермский национальный
исследовательский
политехнический университет

Электронно-микроскопическим и рентгеновским методами доказано, что в узком температурном интервале (выбранном для ТМО и ИТО) для концентрационно неоднородных материалов системы Fe-Cr-Co(Mo) образуются только α -фазы, а параметры решеток сильно- и слабомагнитных нанофаз близки к значениям a и c деформируемых наносплавов исследованной системы. В сталях со структурой низкоуглеродистого мартенсита к снижению ударной вязкости при отпуске приводят два процесса: образование карбидов (цементитного типа или спецкарбидов) и зернограничные сегрегации фосфора.

Объектом исследований были низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС) и концентрационно-неоднородный порошковый сплав 30X23KMCA. Нано- и субмикронный размер характерных элементов структуры получен термоциклированием с асимметричным циклом нагрева или спиновальным распадом альфа-фазы.

Цель работы – изучение явлений, происходящих при отпуске и старении в сплавах железа с нано- и субмикронным размером характерного элемента структуры.

Основные исследовательские методики: определение величины зерна методом секущих, микроструктурный анализ методами световой микроскопии, определение механических свойств, метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), метод определения критических точек с использованием дифференциального дилатометра Шевенара, рентгеноструктурный анализ, электронномикроскопические анализ, магнитометрический анализ, определение статической трещиностойкости, определение плотности и пористости, микрорентгеноспектральный анализ.

В работе рассмотрены два типа современных сплавов, наноструктурирование которых происходит на этапе термообработки: концентрационно-неоднородные магнитные на основе системы Fe-Cr-Co(Mo) и низкоуглеродистые со структурой пакетного мартенсита.

Наноструктурирование концентрационно-неоднородных сплавов на основе системы Fe-Cr-Co(Mo) осуществляли на стадиях термоманитной (ТМО) и изотер-

мической (ИТО) обработок.

В процессе ТМО и ИТО исходная α -фаза расслаивается на две когерентные фазы: α_1 и α_2 . Фаза α_1 содержит повышенное количество кобальта, и ее называют «сильномагнитной», фаза α_2 содержит повышенное количество хрома, и ее называют «слабомагнитной». «Сильномагнитная» и «слабомагнитная» фазы образуют модулированную структуру с периодическим расположением α_1 -фазы в α_2 -матрице [1–3, 6, 8].

Высокие магнитные и механические характеристики соответствуют строго определенным режимам ТМО и последующей ИТО.

Перспективность изучения процессов расслоения и упорядочения в системе Fe-Cr-Co калориметрическими методами показана в работе [6], поэтому в ходе установления температур термоманитной и изотермической обработок использовали метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

Для определения интервалов спиновального распада сплава 30X23KMCA, на основе полученных ранее экспериментальных данных, закаленные образцы нагревали выше рекомендуемой (ГОСТ 24897-81. Материалы магнитотвердые деформируемые) температуры 650 °С (рис. 1) со скоростью 10 град/мин. Превращения начинались выше 450 °С и завершались около 660 °С, штриховой линией обозначена кривая первой производной ДСК. Наибольшую скорость распада наблюдали при температуре примерно 630 °С, что на 10–20 °С ниже предпола-

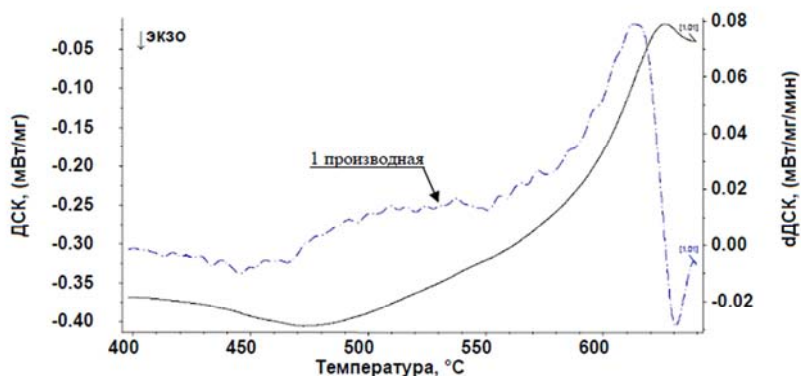


Рис. 1. ДСК-кривые порошкового сплава 30X23KMCA при нагреве со скоростью 10 град/мин в интервале температур спиновального распада

гаемой (по литературным данным) температуры ТМО.

Нагрев до более высокой температуры (рис. 2) неизбежно (уже при 660–680 °С) приводит к значительному экзотермическому эффекту, который, на основе изучения структуры и литературных данных, связан с образованием нежелательной сигма-фазы. Охлаждение образцов со скоростью 10 град/мин после нагрева до 1000 °С не приводит (рис. 3) к изменению

Сравнительные электронно-микроскопические исследования (рис. 4) структуры деформированного (а) [3] и порошкового (б) сплавов на основе Fe-Cr-Co в высококоэрцитивном состоянии позволили установить, что в обоих случаях двухфазная структура имеет подобную ОЦК сингонию (табл. 1). Изучение тонкой структуры порошкового сплава осложнено неравномерной травимостью, что затрудняет получение фольг требуемой толщины.

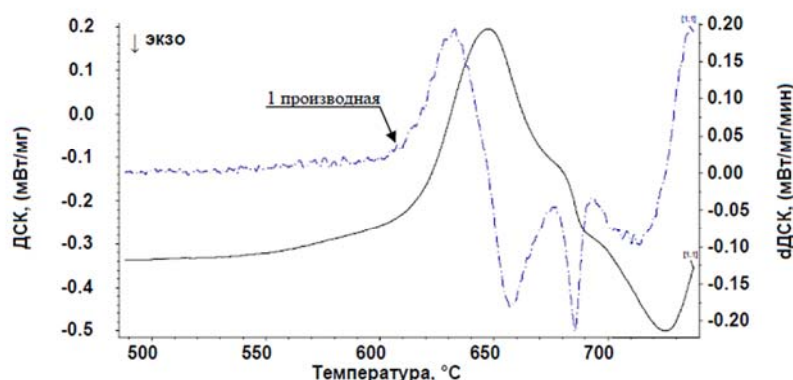


Рис. 2. ДСК-кривые, порошковый сплав 30X23KMCA при нагреве со скоростью 10 град/мин, выше температур спинодального распада

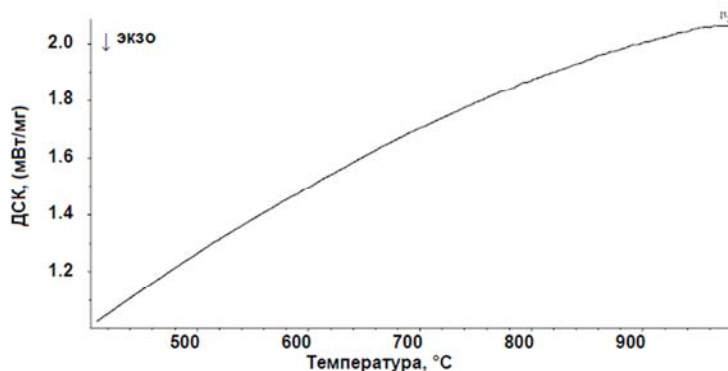


Рис. 3. ДСК-кривые порошкового сплава 30X23KMCA при охлаждении с 1000 °С со скоростью 10 град/мин

ям структуры, сопровождающихся выделением или поглощением тепла. Повторные нагревы и охлаждения не вызывали структурных изменений, которые возможно зафиксировать с помощью ДСК.

Следовательно, ТМО и ИТО порошкового сплава с 30 % хрома и 23 % кобальта целесообразно проводить в интервале температур 650–500 °С. Этот температурный интервал обеспечивает высокую скорость спинодального распада и позволяет избежать выделений σ -фазы.

Судя по литературным данным, электронно-микроскопические исследования порошковых сплавов на основе Fe-Cr-Co проведены впервые.

Определение параметров решетки по микроэлектроннограммам не позволяет добиться точности выше 10^{-2} Å, вместе с тем предварительные рентгеновские исследования выявили необычно широкую область углов отражения α -фазы (рис. 5). Наряду с определением сингонии решетки электронно-микроскопические исследова-

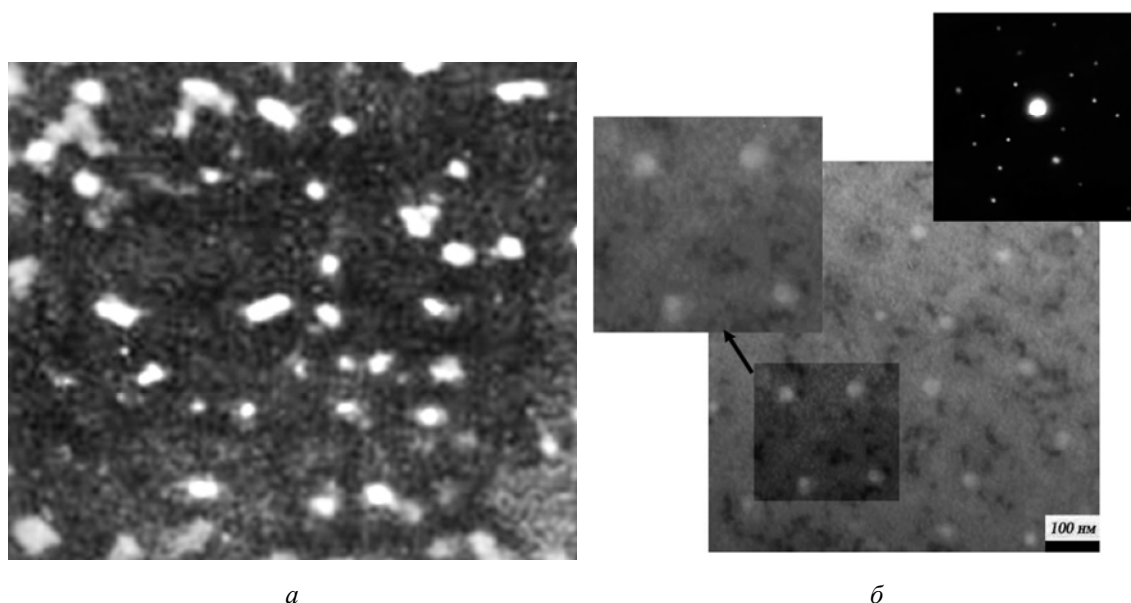


Рис. 4. Электронно-микроскопические снимки структур магнитных Fe-Cr-Co сплавов после ТМО и ИТО: а – деформированный 33X20K2Д, $\epsilon = 75\%$, $\times 75000$ [3]; б – порошковый 30X23KMCA, $\times 100000$

Таблица 1

Определение типа решетки по электронным микроэлектроннограммам порошкового сплава 30X23KMCA

№ п/п	r_i , см	r_i^2 / r_1^2	HKL	Тип решетки
1	1,4	1	110	ОЦК
2	2,45	3	211	
3	2,45	3	211	
4	4,45	10	420	
5	3,15	5	310	

Примечание: r_i – радиус-вектор от центрального до дифрагированного рефлекса первого порядка; r_1 – радиус-вектор от центрального до ближайшего дифрагированного рефлекса первого порядка; HKL – индексы отражающих плоскостей

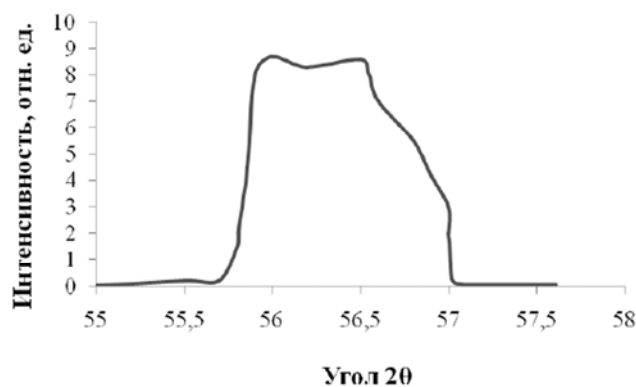


Рис. 5. Рентгенограмма концентрационно-неоднородного сплава 30X23KMCA после ТМО и ИТО (FeK α -излучение)

дования позволили оценить параметры решетки α -фазы, что предоставило возможность сузить интервалы возможного варьирования параметров фаз на стадии рентгеновских исследований.

Применение замедленной съемки в

FeK α -излучении со скоростью 2 град/мин позволило выявить на образцах, прошедших все этапы обработки, раздвоение пика α -фазы на два локальных максимума (рис. 6). Сплав, содержащий до 3% Mo, выбран исходя из того, что Mo, концен-

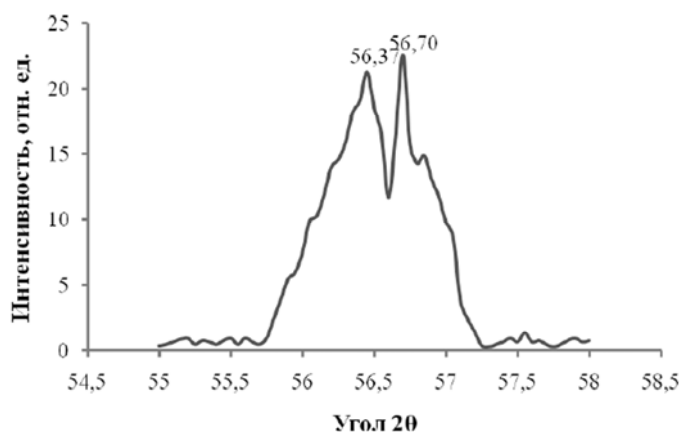


Рис. 6. Рентгенограмма концентрационно-неоднородного сплава 30Х23КМСА при замедленной съемке со скоростью 2 град/мин (межплоскостное расстояние $a_1 = 2,0494$ нм, $a_2 = 2,0385$ нм для НКЛ (110))

трируясь в «слабомагнитной» α_2 -фазе, увеличивает отличие ее параметров решетки от «сильномагнитной» α_1 -фазы, при этом небольшие добавки молибдена слабо влияют на магнитные свойства [1, 2]. Расслоение твердого раствора на две когерентные фазы у порошковых материалов на основе системы Fe-Cr-Co выявлено впервые.

Из литературы известно (табл. 2), что образующиеся при ТМО и ИТО две α -фазы являются когерентными, с одинаково-

l – индексы отражающих плоскостей; a , c – параметры решетки, нм.

Вычислены следующие значения параметров решетки: для α_1 (фазы с повышенной концентрацией кобальта) $a = 2,8843$ Å; для α_2 (фазы с повышенной концентрацией хрома и молибдена) $a = 2,8950$ Å. Следует отметить, что четвертый знак после запятой является резервным, т.к. рентгеновский метод обеспечивает точность до трех знаков после запятой [5].

Таблица 2

Параметры решетки α_1 и α_2 -фаз деформируемых сплавов

№ п/п	Обработка	a , Å, фаза α_1	a , Å, фаза α_2	c , Å, фаз α_1 и α_2
1	ТМО при 660–650 °С	2,871	2,878	2,875
2	1+ТМО 620 °С	2,870	2,879	2,875
3	2+ТМО 600 °С	2,869	2,881	2,875
4	3+ИТО	2,869	2,889	2,877
5	ТМО при 660 °С	2,872	2,882	2,880
6	5+ТМО 640 °С	2,871	2,882	2,878
7	6+ТМО 620 °С	2,870	2,885	2,878
8	ТМО 645 °С+ ИТО	2,870	2,895	2,878

Примечание: образцы закаливали с 1300 °С; ИТО – ступенчатый отпуск 600–550 °С через 10 °С с выдержкой по 1 часу на каждой температуре и с 550 °С до 500 °С, выдержка по 2 часа

вым параметром c , и имеют тетрагональную сингонию. Это позволяет данные рентгенограмм обработать с помощью выражения [5]:

$$\sin d = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h^2 + k^2 + \frac{a^2}{c^2} l^2},$$

где d – межплоскостное расстояние, нм; $\lambda = 1,93728$ нм для FeK α -излучения; h , k ,

Поскольку значения параметра $a = 2,8843$ Å (α_1 -фазы) и $a = 2,8950$ Å (α_2 -фазы) отличаются на величину, сопоставимую с точностью измерений, а значение параметра c для α_1 - и α_2 -фаз совпадает и находится между значениями a этих фаз, то, определяя параметр ОЦК при быстрой съемке (см. рис. 5), мы фактически вычисляли значение $c = 2,8857$ Å с точно-

стью до тысячных долей Å.

Для сравнения в табл. 2 представлены значения параметров решетки α_1 - и α_2 -фаз, полученные для деформируемых сплавов [1].

Таким образом, электронно-микроскопическим и рентгеновским методами доказано, что в узком температурном интервале (выбранном для ТМО и ИТО) образуются только α -фазы, а параметры решеток сильно- и слабомагнитных нанофаз близки к значениям a и c деформируемых наносплавов исследованной системы.

Преобразования при отпуске низкоуглеродистого мартенсита с нано- и субмикронным размером характерных элементов структуры исследованы для низкоуглеродистого мартенсита на основе систем легирования Cr-Mn и Cr-Ni.

Вязкость (КСУ) и количество вязкой составляющей в изломе (% В) сталей 05X2Г, 05X3Г и 05X3Н (системы Cr-Mn и Cr-Ni) связаны с температурой отпуска немонотонными зависимостями (рис. 7, 8), а твердость (НВ) монотонно понижается с ростом температуры отпуска. Для

получения структуры низкоуглеродистого мартенсита стали закаливали в воду. Температура закалки для сталей 05X3Г и 05X3Н – 950 °С, для стали 05X2Г – 950 и 1070 °С.

Все стали в закаленном состоянии (температура нагрева под закалку 950 °С) имеют повышенный уровень ударной вязкости (КСУ = 0,8–1,05 МДж/м²), который остается неизменным и после отпуска при 200 °С, характер излома преимущественно ямочный, что свидетельствует о вязком микромеханизме разрушения.

Отпуск при температуре 350 °С приводит к снижению ударной вязкости, повышению порога хладноломкости (о чем свидетельствует уменьшение доли вязкой составляющей в изломе) и смене микромеханизма разрушения на преимущественно хрупкий транскристаллитный скол и квазискол. При этом наблюдается некоторое увеличение твердости.

Повышение температуры отпуска до 500 °С ведет к разупрочнению и хромо-

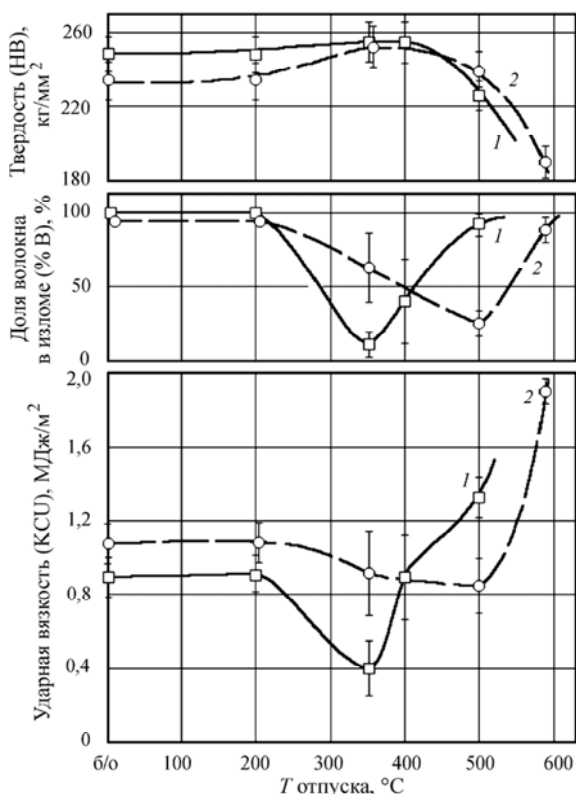


Рис. 7. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость, твердость и долю вязкой составляющей в изломе (% В) стали 05X2Г, закаленной с разных температур

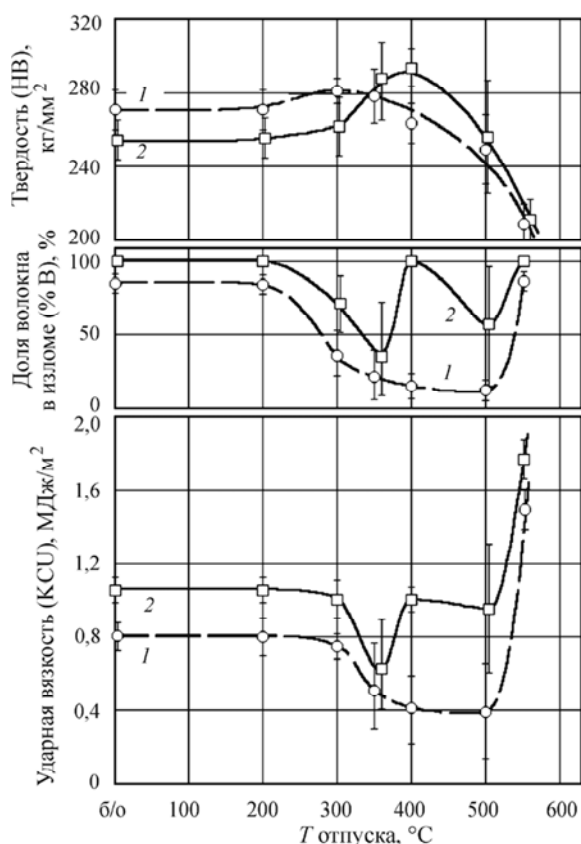


Рис. 8. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость, твердость и долю вязкой составляющей в изломе (% В) сталей 05X3Н и 05X3Г (закалка 950 °С, вода): 1 – сталь 05X3Н; 2 – сталь 05X3Г

марганцевых, и хромоникелевой сталей. При этом на кривых изменения ударной вязкости и доли волокна в изломе в композиции Cr-Mn наблюдается второй провал или площадка, а в композиции Cr-Ni эти характеристики остаются на низком уровне. В сталях 05X2Г и 05X3Г доминирует вязкий ямочный микромеханизм разрушения, а в центральных участках излома, где пластическая деформация затруднена, наблюдаются фасетки транскристаллитного скола и множество вторичных межзеренных трещин. В изломе стали 05X3Н сохраняется преимущественно транскристаллитный скол, как после отпуска при 350 °С, однако дополнительно появляются вторичные трещины и отдельные фасетки интеркристаллитного скола. Появление вторичных межзеренных трещин, а особенно фасеток интеркристаллитного скола, свидетельствует об ослаблении границ зерен. Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к резкому увеличению ударной вязкости при существенном снижении твердости.

Увеличение температуры нагрева под закалку до 1070 °С (см. рис. 8) несколько повышает общий уровень ударной вязкости в закаленном состоянии при меньшей твердости, по сравнению с закалкой от 950 °С, и видоизменяет зависимости свойств стали 05X2Г от температуры отпуска. Так, KCU после отпуска при 350 °С снижается очень незначительно, минимального значения достигает только после отпуска при 500 °С и резко увеличивается при дальнейшем повышении температуры отпуска. Незначительная разница в твердости перегретой и нормально закаленной стали в исходном состоянии полностью исчезает после отпуска при 350 °С, а процессы разупрочнения в перегретой стали начинаются при более высоких температурах.

Анализ полученных экспериментальных данных позволяет говорить о том, что в низкоуглеродистых низколегированных сталях систем Cr-Mn и Cr-Ni возможны два вида охрупчивания: «низкотемпературное» (после отпуска при 350 °С) и «высокотемпературное» (после отпуска при 500 °С).

Причиной «низкотемпературного» охрупчивания является образование частиц цементита. Это подтверждает, во-первых, повышение твердости (см. рис. 7, 8), а во-вторых, транскристаллитный характер разрушения. Повышение температуры нагрева под закалку способствует более полной гомогенизации твердого раствора, а следовательно, затрудняет процессы карбидообразования при отпуске (разупрочнение начинается при более высоких температурах отпуска). В результате степень охрупчивания перегретой стали значительно меньше, чем после нормальной закалки (сталь 05X2Г, см. рис. 7). Увеличение содержания хрома в твердом растворе (стали 05X2Г и 05X3Г) понижает подвижность атомов углерода при пониженных температурах (350 °С) и затрудняет карбидообразование. Хром, диффузионная подвижность которого при данных температурах отпуска еще низка, удерживает около себя атомы углерода и тем самым замедляет образование цементитных частиц, а значит, уменьшает степень охрупчивания. Подобным образом действует и марганец в стали 05X3Г по сравнению со сталью 05X3Н (см. рис. 8). Введение в состав стали 1 % Ni взамен 1 % Mn, при прочих равных условиях, облегчает подвижность атомов углерода [11], следовательно, ускоряет процессы карбидообразования и тем самым способствует снижению ударной вязкости.

Причиной «высокотемпературного» охрупчивания является зернограничная сегрегация фосфора. Основным доказательством этого служит появление фасеток интеркристаллитного скола и вторичных трещин, так как повышение концентрации фосфора на границах приводит к ослаблению межзеренной связи. Увеличение размера зерна ведет к формированию более мощных зернограничных сегрегаций фосфора по сравнению с мелкозернистой структурой, а следовательно, к более сильному охрупчиванию, что и наблюдается в стали 05X2Г после перегрева. По литературным данным [9–13], никель является элементом, который в наибольшей степени провоцирует охрупчивание при 500–550 °С. Этим можно объяснить низ-

кую ударную вязкость стали 05X3H после отпуска при 500 °С по сравнению с композицией Cr-Mn. В сталях 05X2Г и 05X3Г охрупчивание, вызванное зернограничными сегрегациями фосфора, проявляется в замедлении темпа прироста ударной вязкости, а также в появлении хрупких участков и вторичных межзеренных трещин в центральных участках излома.

На рис. 9, 10 представлено влияние температуры отпуска на ударную вязкость (КСУ), твердость (НВ) и количество вязкой составляющей в изломе (% В) сталей 05X3H3 (закалка 950 и 1070 °С, вода) и 05X2H3 (закалка 950 °С, вода).

Повышение содержания никеля до 3 % (стали 05X3H3 и 05X2H3) уменьшает степень охрупчивания после отпуска при 350 °С, но усиливает охрупчивание после отпуска при 500 °С, по сравнению с низколегированными сталями. В данном случае испытания при комнатной температуре не выявили существенного снижения

ударной вязкости после отпуска при 350 °С, но наблюдалось уменьшение доли волокна в изломе, что свидетельствует о повышении порога хладноломкости. Такое проявление «низкотемпературного» охрупчивания, связанное с образованием цементита, можно объяснить тем, что никель не только значительно облегчает подвижность углерода, но и способствует его более равномерному распределению в объеме металла. Это, в свою очередь, ведет к более равномерному распределению карбидов и более высокому уровню ударной вязкости.

Значительное снижение ударной вязкости в стали 05X3H3 после отпуска при 500 °С (см. рис. 9), вероятно, вызвано тем, что на охрупчивание, связанное с зернограничными сегрегациями фосфора, дополнительно накладывается охрупчивание, обусловленное выделением карбидной фазы. При подобном легировании и данной температуре отпуска возможно образование карбидов хрома, которые выделяются как в теле зерна, так и на границах зерен, и при этой же температуре

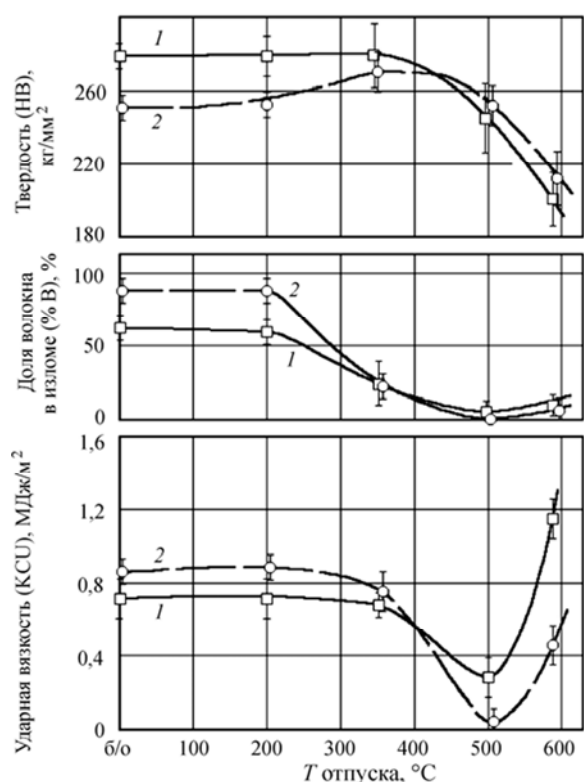


Рис. 9. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость, твердость и долю вязкой составляющей в изломе (% В) стали 05X3H3, закаленной с разных температур: 1 – закалка 950 °С, вода; 2 – закалка 1070 °С, вода

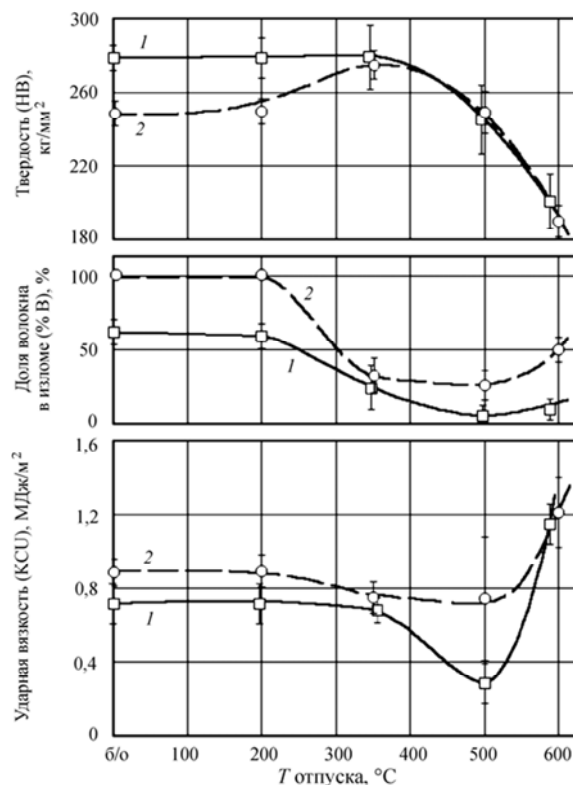


Рис. 10. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость, твердость и долю вязкой составляющей в изломе (% В) сталей 05X3H3 и 05X2H3: 1 – сталь 05X3H3; 2 – сталь 05X2H3

на границах зерен концентрируется фосфор. В результате наложения этих двух факторов межзеренная связь существенно уменьшается и происходит катастрофическое охрупчивание, особенно в перегретой стали. Разрушение полностью хрупкое, интеркристаллитное, в изломе наблюдалось большое количество вторичных межзеренных трещин.

В стали 05X2НЗ содержания хрома еще недостаточно для образования собственных карбидов, поэтому здесь фактором, способствующим охрупчиванию, является только зернограничная сегрегация фосфора. При этом уровень минимальной ударной вязкости существенно выше, чем в стали 05X3НЗ (см. рис. 10), а в изломе при доминирующем интеркристаллитном характере разрушения наблюдалась значительная доля транскристаллитных фасеток и отдельные ямки.

После двойного отпуска (проверка на обратимость) – 600 °С, 2 ч, воздух +500 °С, 2 ч, воздух – наблюдается катастрофическое снижение ударной вязкости стали 05X2НЗ (табл. 3). Вероятно, отпуск при температуре 600 °С приводит к коагуляции карбидной фазы и ее преимущественному выделению на границах зерен. В процессе дополнительного отпуска при 500 °С формируются зернограничные сегрегации фосфора. В результате накладываются два фактора, снижающие межзеренную связь, что и приводит к значи-

тельному охрупчиванию металла, несмотря на низкую твердость, и интеркристаллитному характеру разрушения (картина аналогична той, которая наблюдалась в стали 05X3НЗ после отпуска при 500 °С).

Введение молибдена в сталь 05X3НЗ уменьшает склонность к охрупчиванию после отпуска при 500 °С, однако не устраняет его полностью (табл. 4). Молибден уменьшает склонность стали к «фосфорной» отпускной хрупкости (за счет этого устраняется интеркристаллитная составляющая излома), но не устраняет охрупчивания, связанного с выделениями карбидов.

Для снижения стоимости при одновременном сохранении высокой прочности и теплостойкости стали часто легируют ванадием. На рис. 11–14 представлено влияние температуры отпуска на механические свойства сталей 10X3Г2Ф_{0,15} (закалка с 920 и 980 °С, 1 ч, воздух; размер зерна в обоих случаях 11 мкм) и 07X3ГФ_{0,46}Т (закалка с 950 °С, 1 ч, вода; размер зерна 15 мкм).

Введение ванадия замедляет распад низкоуглеродистого мартенсита при отпуске и, как следствие, сохраняет повышенный уровень прочности ($\sigma_B = 950 \dots 1000 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 850 \dots 950 \text{ Н/мм}^2$) до высоких температур отпуска: 550–600 °С (см. рис. 11, 13). В стали 10X3Г2Ф_{0,15} после отпуска при 400 °С несколько повышается сопротивление малым пластическим деформациям.

Таблица 3

Результаты проверки на обратимость охрупчивания стали 05X2НЗ

Температура отпуска, °С	КСУ, МДж/м ²	% В	Микромеханизм разрушения в хрупких участках	Твердость (НВ), кг/мм ²
500	1,06	30	ИС + ТС + Я	229
600	1,23	50	ИС + ТС + Я	192
600 + 500	0,06	3	ИС + ВТ	192

Примечание: % В – доля вязкой составляющей в изломе, ИС – интеркристаллитный скол; ТС – транскристаллитный скол; ВТ – вторичные межзеренные трещины, Я – ямки

Таблица 4

Влияние молибдена на охрупчивание при отпуске сталей типа Х3НЗ

Марка стали	Температура отпуска, °С	КСУ, МДж/м ²	Микромеханизм разрушения
05X3НЗ	200	0,71	Я + ТС
	500	0,15	ИС + ВТ
05X3НЗМ	200	0,97	Я
	500	0,84	Я + ТС

Примечание: ИС – интеркристаллитный скол; ТС – транскристаллитный скол; ВТ – вторичные межзеренные трещины, Я – ямки

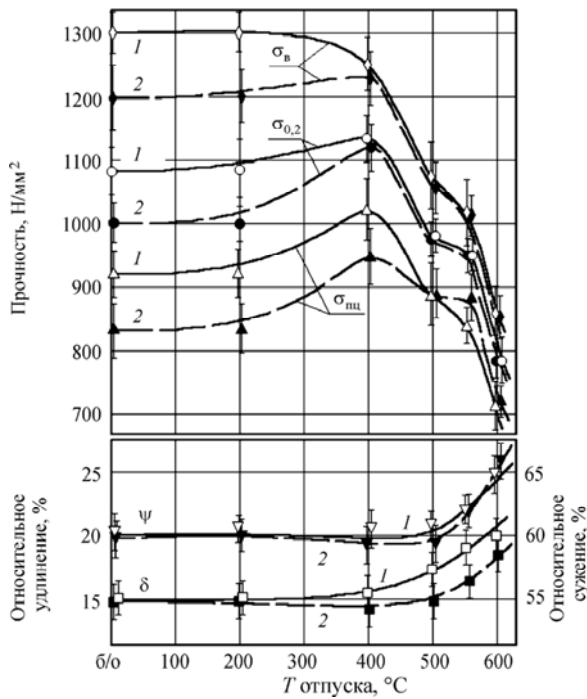


Рис. 11. Влияние температуры отпуска на характеристики прочности и пластичности стали 10X3Г2Ф_{0,15}, закаленной с разных температур: 1 – закалка 920 °С; 2 – закалка 980 °С

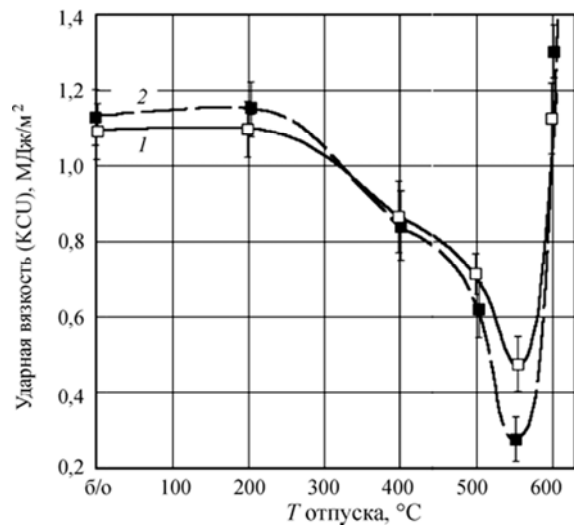


Рис. 12. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость стали 10X3Г2Ф_{0,15}, закаленной с разных температур: 1 – закалка 920 °С; 2 – закалка 980 °С

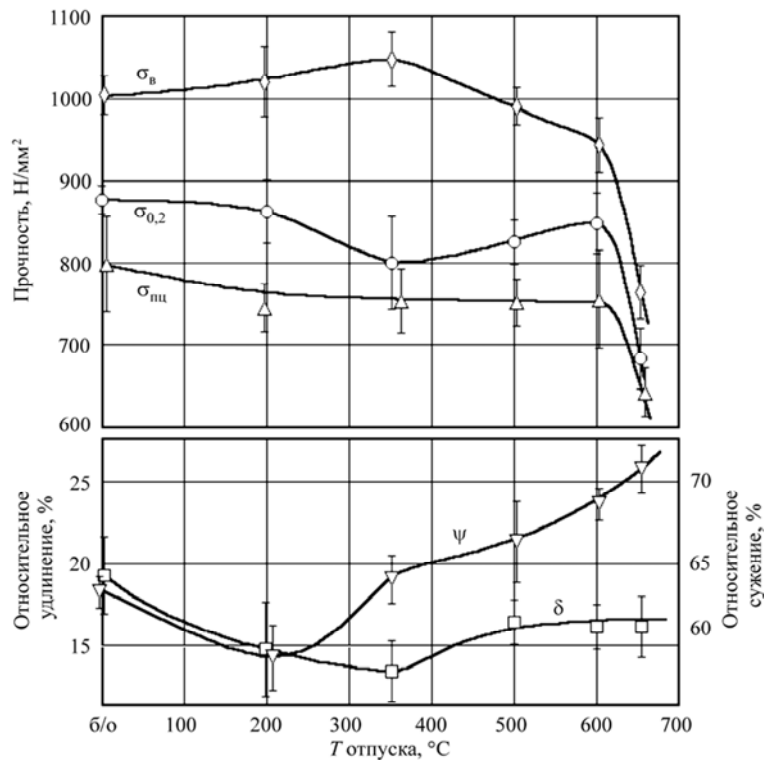


Рис. 13. Влияние температуры отпуска на характеристики прочности и пластичности стали 07X3ГФ_{0,46Т}

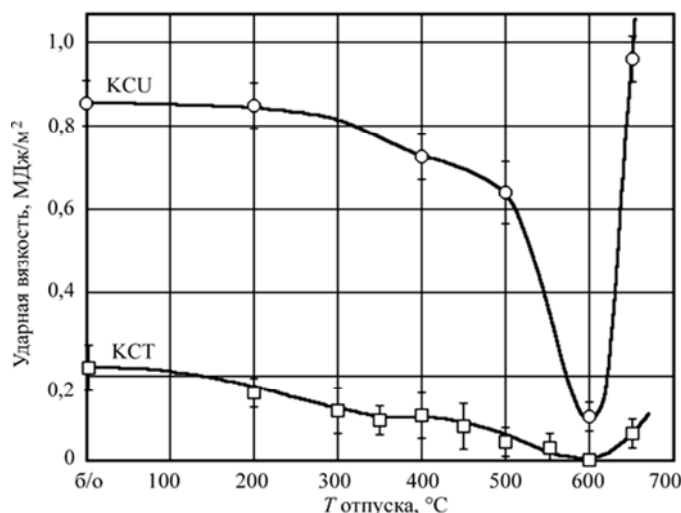


Рис. 14. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость стали 07ХЗГФ_{0,46}Т

Ванадийсодержащие стали после закалки и низкого отпуска, как и стали без ванадия, имеют достаточно высокую ударную вязкость: КСУ = 0,85...1,15 МДж/м², КСТ = 0,18...0,22 МДж/м² (см. рис. 12, 14); микромеханизм разрушения – ямочный. При повышении температуры отпуска уровень ударной вязкости понижается и принимает минимальное значение после отпуска при 550–600 °С, при этом работа распространения трещины (КСТ) снижается практически до нуля. В изломе максимально охрупченных образцов наблюдаются преимущественно фасетки интеркристаллитного скола, которые не имеют четко выраженной огранки. Это свидетельствует о том, что разрушение происходит не только по границам бывшего аустенитного зерна, но и по границам мартенситных пакетов. Кроме интеркристаллитного разрушения на фрактограммах также видны вторичные межзеренные трещины и небольшое количество фасеток транскристаллитного скола. При дальнейшем повышении температуры отпуска происходит резкое увеличение ударной вязкости при соответствующем снижении прочностных характеристик.

Анализ экспериментальных данных позволяет говорить о том, что причиной снижения ударной вязкости низкоуглеродистых ванадийсодержащих сталей является, главным образом, выделение спецкарбидов ванадия, а не только зернограничная сегрегация фосфора.

Увеличение содержания ванадия в твердом растворе усиливает охрупчивание. Так, чем выше температура нагрева под закалку стали 10ХЗГ2Ф_{0,15} (при неизменном размере зерна), тем больше ванадия переходит в твердый раствор, следовательно, тем больше карбидов выделяется при последующем отпуске и сильнее охрупчивание (см. рис. 12).

В стали 07ХЗГФ_{0,46}Т после отпуска при температурах ниже 500 °С работа зарождения трещины ($A_{з,т} = КСУ - КСТ$) слабо изменяется. После отпуска при температурах выше 500 °С наблюдается резкое снижение КСУ, что, при постепенном снижении КСТ, что свидетельствует об уменьшении работы зарождения трещины (см. рис. 14). В работах [4, 7, 14] было показано, что сегрегации фосфора не влияют на работу зарождения трещины, следовательно, ее уменьшение происходит только за счет образования спецкарбидов ванадия. Аналогичный эффект наблюдается и в стали 10ХЗГ2Ф_{0,15}.

Исследования стали 07ХЗГФ_{0,46}Т, проведенные на экстракционных репликах, выявили неравномерное распределение карбидов после отпуска при температуре 600 °С. Выделения VC наблюдаются как на границах зерен, так и в теле зерна, причем внутризеренные карбиды очень дисперсны и видны только при увеличении в 30 000 раз. Повышение температуры отпуска до 680 °С приводит к коагуляции карбидной фазы, что и обуславливает

снижение прочности и повышение ударной вязкости.

Для того чтобы определить, имеет ли данная хрупкость обратимый характер, на стали 07ХЗГФ_{0,46}Т был проведен высокотемпературный отпуск (680 °С, 2 ч, воздух), повышающий ударную вязкость, и последующий повторный отпуск (600 °С, 2 ч, воздух), провоцирующий хрупкость. Как видно из табл. 5 провоцирующий отпуск несколько снижает уровень ударной вязкости, особенно КСТ. Таким образом,

Температурные интервалы охрупчивания: примерно 350 и 500–600 °С. В зависимости от легирования и режима отпуска эти два процесса могут накладываться друг на друга, что ведет к катастрофическому снижению ударной вязкости. Низколегированные Ст-Мп стали обладают меньшей склонностью к охрупчиванию при отпуске, чем Ст-Ni стали. Повышение температуры закалки уменьшает охрупчивание, связанное с образованием карбида цементитного типа (отпуск при

Таблица 5

Результаты проверки на обратимость охрупчивания стали 07ХЗГФ_{0,46}Т

Температура отпуска, °С	Ударная вязкость, МДж/м ²		% В	Микромеханизм разрушения в хрупких участках	Твердость (НВ), кг/мм ²
	КСУ	КСТ			
600	0,11	0	0	ИС + ВТ + ТС	248
680	1,95	0,54	60	ИС + ТС	201
680 + 600	1,65	0,09	40	ИС + ВТ	207

Примечание: % В – доля вязкой составляющей в изломе ударного образца с U-образным надрезом; ИС – интеркристаллитный скол; ВТ – вторичные межзеренные трещины; ТС – транскристаллитный скол

в процессе повторного отпуска формируются зернограничные сегрегации фосфора, которые и уменьшают работу распространения трещины. Микромеханизм разрушения в центральной части образца – хрупкий интеркристаллитный скол.

Результаты проверки на обратимость являются еще одним доказательством того, что основной причиной снижения ударной вязкости ванадийсодержащих сталей является образование мелкодисперсных карбидов ванадия, которые снижают работу зарождения хрупкой трещины. Зернограничные сегрегации фосфора являются вторичным фактором, способствующим усилению охрупчивания.

Итак, в низко- и среднелегированных сталях со структурой низкоуглеродистого мартенсита можно выделить два процесса, приводящих к снижению ударной вязкости при отпуске: образование карбидов (цементитного типа или спецкарбидов) и зернограничные сегрегации фосфора.

350 °С), но усиливает «фосфорное» охрупчивание (отпуск при 500 °С). Основной причиной снижения ударной вязкости сталей, содержащих 3 % Ni, является зернограничная сегрегация фосфора. Карбидообразование в данном случае может усиливать охрупчивание.

Основной причиной снижения ударной вязкости ванадийсодержащих сталей является выделение мелкодисперсных спецкарбидов ванадия. Зернограничные сегрегации фосфора являются дополнительным охрупчивающим фактором. Введение в сталь молибдена уменьшает склонность к «фосфорной» отпускной хрупкости, но не устраняет охрупчивания, связанного с выделением карбидов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 09-08-99001-р_офи «Закономерности формирования, физические и механические свойства материалов на основе железа с субмикронным и нанометрическим размером характерного элемента структуры».

Библиографический список

1. Беляцкая И.С. Об образовании тетрагональных фаз в магнитоэстких сплавах на основе Fe-Ст-Co // ДАН СССР. – 1989. – Т. 266. – № 2. – С. 331–335.
2. Беляцкая И.С., Сухарева Е.А. Магнитные свойства монокристаллов сплавов Fe-Ст-Co и Fe-Ст-Co-Mo // ФММ. – 1979. – Т. 48. – Вып. 4. – С. 759–763.

3. Влияние предварительной обработки на структуру и фазовый состав Fe-Cr-Co-Cu-Nb сплавов / *А.Е. Колчин, А.В. Кондрашенко, Н.В. Меңушенкова, В.А. Самарин* // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1991. – № 2. – С. 40–42.
4. *Георгиев М.Н.* Вязкость малоуглеродистых сталей – М.: *Металлургия*, 1973. – 224 с.
5. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: *МиСИС.* – 1994. – 328 с.
6. Исследование старения сплавов Fe-Cr-Co методами калориметрии и ядерного гамма-резонанса / *В.В. Овчинников* [и др.] // *ФММ.* – 1976. – Т. 42. – Вып. 2. – С. 310–317.
7. К вопросу об интеркристаллитном разрушении низколегированной стали в условиях тепловой хрупкости / *В.Я. Баранов* [и др.] // *Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов: тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф.* – Ижевск, 1984. – С. 59–61.
8. *Кекало И.Б., Самарин Б.А.* Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. – М.: *Металлургия*, 1989. – 496 с.
9. *Ковалев А.И., Мишина В.П.* Сегрегирование малых примесей в альфа-железе и интеркристаллитная хрупкость // *Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов: тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф.* – Ижевск, 1984. – С. 11–12.
10. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов / под ред. *К.Л. Брайнента, С.К. Бенерджи.* – М.: *Металлургия*, 1988. – 552 с.
11. Прогнозирование склонности Cr-Ni-Mo стали к отпускной хрупкости / *А.В. Николаева* [и др.] // *ФММ.* – 1993. – Т. 76. – Вып. 5. – С. 163–170.
12. *Устиновщиков Ю.И.* Роль легирующих элементов, примесей и углерода в отпускном охрупчивании сталей // *Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов: тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф.* – Ижевск, 1984. – С. 3–7.
13. *Утевский Л.М., Гликман Е.Э., Карк Г.С.* Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. – М.: *Металлургия*, 1987. – 222 с.
14. Хрупкое разрушение стали с повышенным содержанием фосфора / *Б.Е. Ендржеевский, Ю.Я. Мешков, Г.А. Пахаренко* // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1994. – № 11. – С. 17–20.