

УДК 621.774

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,
А.И. ГАЛИМСКИЙ,
Б.Б. ХИНА, д-р физ. мат. наук (БНТУ)

**АНАЛИЗ ПУТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ ХЛАДОСТОЙКОСТИ
РЯДА УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ
КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ***

Эксплуатационные свойства деталей, изготовленных из конструкционных сталей, в первую очередь зависят от механических свойств. Ударная вязкость является одним из этих важнейших свойств, обеспечивающих надежность и долговечность деталей. Однако при понижении температуры до определенной величины в ряде случаев сталь становится хрупкой. Сталь с более низкой температурой перехода в хрупкое состояние лучше сопротивляется высоким напряжениям и увеличенным скоростям нагружения и дольше сохраняет свою пластичность.

Согласно классической теории А.Ф. Иоффе, хрупкое разрушение кристаллического тела происходит ниже некоторой пороговой температуры, когда предел текучести $\sigma_{0,2}$ становится выше так называемого предела хрупкой прочности σ_f , который определяется силами межатомной связи в кристалле. Это связано с тем, что движение дислокаций, которое обеспечивает пластическую деформацию, требует термической активации, поэтому при повышенных температурах $\sigma_{0,2} < \sigma_f$, когда внешнее напряжение σ превышает $\sigma_{0,2}$, происходит пластическая деформация и далее, при $\sigma > \sigma_b$ (где σ_b – предел прочности) – вязкое разрушение. При низких температурах скольжение дислокаций затруднено, они накапливаются у препятствий (включений, границ зерен, хрупких прослоек, например, пластинок цементита в перлите стали), и при $\sigma > \sigma_f$ это приводит к зарождению хрупких трещин и их быстрому распространению [1–4]. Температура, при которой $\sigma_f = \sigma_{0,2}$, называется второй критической

температурой хрупкости T_{x2} , разделяет область чисто хрупкого разрушения ($T < T_{x2}$) и квазихрупкого, при котором имеется некоторая (обычно малая) пластическая деформация, предшествующая образованию хрупких трещин [2]. Следовательно, в температурной области квазихрупкости имеется ограничение на величину пластической деформации (относительное удлинение ϵ), выше которой происходит хрупкое разрушение. Широко распространенной характеристикой хладноломкости является первая критическая температура хрупкости T_{x1} или T_{50} ($T_{50} > T_{x2}$), при которой на поверхности излома стального образца доли вязкой (волокнуистой) и хрупкой (в виде гладких фасеток) составляющих равны 50 % [2]. Чем ниже T_{50} , тем выше хладостойкость стали. Следует отметить, что с увеличением скорости деформации температуры вязко-хрупкого перехода повышаются [1], т.е. с точки зрения хладноломкости динамические нагрузки являются весьма опасными. Используют также характеристику, называемую критической температурой перехода к пластическому разрушению [1]. Это температура, при которой (по мере повышения температуры испытания) доля вязкого излома на фрактограмме достигает 100 %.

В работах Ларионова [5] теория Июффе получила дальнейшее развитие с позиций электронной теории металлов; в частности, отмечено, что со снижением температуры в металлах возрастает доля ковалентной связи. Однако такой подход не дает никаких рекомендаций о путях повышения хладостойкости сталей.

Характерной особенностью любого хрупкого разрушения является то, что для него достаточно образования даже одной трещины, которая распространяется со скоростью примерно 0,4 скорости звука в металле. Зародыш трещины, как отмечено выше, образуется в результате накопления дислокаций у препятствий (включений); при этом возникают большие локальные напряжения. При вязком разрушении (при $\sigma \approx \sigma_b$) трещина движется медленно, от ее вершины распространяются дислокации и скапливаются у дефектов структуры (обычно неметаллических включений), что приводит к зарождению новых трещин у этих дефектов, и разрушение происходит при слиянии указанных медленно растущих трещин. Последнее и обеспечивает формирование характерных лунок («чашек») на сканирующих электронных микрофотографиях.

Другой распространенной характеристикой хладостойкости является температура, при которой ударная вязкость образца становится ниже определенной величины (это энергетический критерий). Используют значение $KCU = 29$ (или 30) Дж/см² при испытании на копре Шарпи образца с U-образным надрезом (с радиусом 1 мм), этому соответствует температура T_{29} , или $KCV = 20$ Дж/см² при использовании образца с V-образным надрезом (с радиусом 0,25 мм) [2, 6].

Рассмотрим основные факторы, влияющие на хладостойкость сталей. Следует отметить, что законченной теории хладноломкости или, точнее, вязко-хрупкого перехода, к настоящему времени не создано, и физический механизм этого перехода до сих пор полностью не выяснен. Если хрупкость при комнатной и повышенной температуре связана в основном с интеркристаллитным разрушением, когда трещина распространяется преимущественно по границам зерен (например, при отпускной хрупкости), то при хладноломкости в большинстве случаев имеет место хрупкое транскристаллитное разрушение [7]. По существующим представлениям это связано с тем, что с понижением температуры прочность связи между кристаллитами на границе снижается медленнее, чем прочность межатомных связей внутри зерна. Поэтому одним из путей повышения хладостойкости сталей является измельчение зерна путем использования соответствующих видов термической (ТО) или термомеханической обработки (ТМО), а также использование составов сталей, придающих им свойство наследственной мелкозернистости (например, раскисление алюминием и марганцем, которые измельчают зерно стали).

Однако следует иметь в виду, что местами зарождения трещин являются препятствия – дефекты структуры, такие как неметаллические включения, поры и другое, у которых скапливаются дислокации при их скольжении в теле зерна. При пониженных температурах роль таких препятствий играют сегрегированные на границах зерен атомы примеси, в первую очередь серы и фосфора. Поэтому первым средством снижения порога хладноломкости является уменьшение содержания S и P в стали. Следует отметить, что вредное влияние серы и фосфора состоит также и в том, что эти атомы могут сегрегировать не только на границах зерен, но и внутри зерен на поверхностях «матрица – карбидное или карбонитридное вклю-

чение» и на малоугловых границах субзерен, что повышает хрупкость материала [6].

В качестве конструкционных хладостойких сталей для условий климатического холода используют низкоуглеродистые легированные стали, имеющие феррито-перлитную структуру. Пластинки цементита в составе перлита обладают низкой пластичностью, и при низких температурах границы «феррит-цементит» в перлите играют роль препятствий, у которых скапливаются дислокации при их скольжении, и служат местами зарождения трещин. Поэтому в хладостойких сталях следует уменьшать содержание перлита, что достигается обычно снижением концентрации углерода до допустимого минимума, а также легированием. Кроме того, резко отрицательное влияние на хладостойкость оказывают растворенные газы, прежде всего кислород и водород [6], которые, сегрегируя на границах зерен, снижают прочность связи между последними, тем самым приводя в низкотемпературное разрушение элемент межкристаллитной хрупкости.

В литературе отмечено [8], что повышение концентрации углерода оказывает резко отрицательное влияние на T_{50} , что связано с повышением доли перлита (см. выше), а легирование твердого раствора элементами замещения мало влияет на T_{50} . Роль этого фактора изменяется от слабо отрицательного до слабо положительного. Функция легирования твердого раствора в хладостойких сталях (например, стали 19Г, 14ХГС [8]) состоит в измельчении зерна и увеличении прочности межатомных связей в феррите, то есть повышении работы распространения хрупкой трещины.

Существенное положительное влияние на хладостойкость оказывает дисперсионное или дисперсное упрочнение частицами фаз, выделяющихся из твердого раствора в объеме зерен в процессе предварительной ТО или ТМО [9].

Металлургическими путями являются раскисление и модификация, приводящие к снижению концентрации вредных примесей (S, P, O) и уменьшению объемной доли неметаллических включений. Так, повышение индекса загрязненности малоперлитной низколегированной литой стали с $14,1 \cdot 10^{-3}$ до $19,5 \cdot 10^{-3}$ снижает ударную вязкость KCV при $T = -60$ °C (KCV^{-60}) с 32 до 14 Дж/см² [7]. Поскольку трещина зарождается на границе «неметаллическое

включение – матрица» в результате концентрации напряжений, на хладостойкость влияет как количество, так и форма включений. Наиболее опасны межкристаллитные пленочные включения. Так, давно используют метод бескремнистого раскисления – марганцево-алюминиевого раскисления. Суть его заключается в том, что раскисление стали осуществляется алюминием, алюминием и титаном или алюминием и марганцем, а кремний (как легирующий элемент) при необходимости вводят в полностью раскисленную сталь [7].

Также используют выпечную обработку расплава, что позволяет осуществить его глубокую очистку (рафинирование) от вредных примесей, растворенных газов и неметаллических включений. Для этого используют щелочноземельные металлы, особенно кальций, которые не только раскисляют сталь, но и активно связывают серу и фосфор.

Таким образом, хладостойкость – это характеристика, которая сильно зависит как от состава стали, так и ее структуры. Поэтому, изменяя микроструктуру путем модификации, микролегирования и соответствующими режимами ТО и/или ТМО, можно улучшить хладостойкость. Так, в работе [8] отмечено, что наличие субструктуры оказывает сильное положительное влияние на хладостойкость (понижает температуру вязко-хрупкого перехода). В общем случае, известные пути повышения хладостойкости можно изобразить в виде схемы, представленной на рисунке 1.



Рисунок 1 – Пути повышения хладостойкости конструкционных сталей

Следует отметить, что традиционным, наиболее активным направлением проведения работ, в настоящее время, является легирование и микролегирование. Работы, посвященные другим способам воздействия на параметры хладостойкости, встречаются значительно реже. Для условий Республики Беларусь весьма актуальными являются структурные приемы повышения хладостойкости, не требующие импортных легирующих элементов.

Ниже приведены результаты влияния термической обработки на свойства стали. Для исследований были выбраны конструкционные низколегированные стали, традиционно использующиеся в низкотемпературных климатических условиях. Образцы, изготовленные из этих сталей, подвергали нормализации и улучшению по различным режимам (таблицы 1, 2).

Таблица 1 – Режимы термической обработки сталей и их механические свойства

| Марка стали | Режим термической обработки | $\zeta_{0,2}$, МПа | $\zeta_{в}$, МПа | KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ² | Относительное удлинение, % | Доля вязкой составляющей, % |
|-------------|-------------------------------|---------------------|-------------------|---|----------------------------|-----------------------------|
| 09Г2С | нормализация 980 °С | 343 | 471 | 154 | 36,5 | 33 |
| | закалка 920 °С, отпуск 560 °С | 593 | 700 | 128,8 | 22,1 | 90 |
| 32Г2А | нормализация 880 °С | 621 | 736 | 27,5 | 7,26 | 17 |
| | закалка 860 °С отпуск 600 °С | 548 | 622 | 34,7 | 6,43 | 6 |

Сталь 09Г2С является малоperlитной и содержит незначительное количество углерода. Эти два фактора позволяют этой стали обладать значительным запасом вязкости, что в свою очередь позволяет в широких диапазонах варьировать температуры термической обработки, а значит и управлять фазовым составом. Нагрев под закалку до температуры 920 °С позволяет получить аустенит повышенной гомогенности без увеличения размера зерна. Заниженная температура отпуска позволяет, в свою очередь, получить более

высокие прочностные характеристики без опасения падения пластических свойств (таблица 2).

Таблица 2 – Влияние различных режимов улучшения стали 09Г2С на порог хладноломкости

| Режим закалки | Режим отпуска | Предел текучести $\zeta_{0,2}$, МПа | Временное сопротивление на разрыв ζ_b , МПа | Ударная вязкость $t = -40\text{ }^\circ\text{C}$, Дж/см ² | Ударная вязкость $t = -60\text{ }^\circ\text{C}$, Дж/см ² | Доля вязкой составляющей, % |
|-------------------------------|--------------------------------|--------------------------------------|---|---|---|-----------------------------|
| закалка 920 °С (60 мин, вода) | отпуск 540 °С (80 мин, воздух) | 537 | 691 | 169,4 | 105,7 | 90 |
| | отпуск 560 °С (80 мин, воздух) | 593 | 700 | 128,8 | 102,4 | 90 |
| | отпуск 580 °С (80 мин, воздух) | 497 | 639 | 110,2 | 112,2 | 90 |

Сталь 32Г2А обладает относительно высоким содержанием углерода и повышенной чистотой по содержанию вредных примесей. Это позволяет ей иметь достаточные прочностные характеристики, однако небольшой запас пластичности не позволяет в широком диапазоне варьировать температуру термической обработки. Доля вязкой составляющей в изломе стали 09Г2С существенно превышает сталь 32Г2А (рисунок 2).



а – излом образца из стали 09Г2С; б – излом образца из стали 32Г2А
Рисунок 2 – Изломы образцов исследуемых сталей

Заключение. Систематизированы известные пути повышения хладостойкости низколегированных конструкционных сталей. Отмечено, что традиционным, наиболее широко применяемым подходом является управление химическим составом стали путем легирования и уменьшения количества вредных примесей. Для условий Республики Беларусь данный подход применим ограниченно, вследствие отсутствия собственных металлургических ресурсов. Перспективным является подход, позволяющий управлять структурой и хладноломкостью, термической и термомеханической обработкой. Выполненные исследования подтвердили эффективность повышения вязкости стали путем подбора режимов закалки и отпуска обсуждаемых сталей. Отмечено, что для каждой стали существуют свои особенности, лимитирующие возможности получения необходимого комплекса свойств.

Литература

1. **Нотт, Дж.Ф.** Основы механики разрушения / Дж.Ф. Нотт; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
2. **Горицкий, В.М.** Диагностика металлов / В.М. Горицкий. – М.: Металлургиздат, 2004. – 408 с.
3. **Богатов, А.А.** Механические свойства и модели разрушения металлов. Учебное пособие для вузов / А.А. Богатов. – Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2002. – 329 с.
4. **Владимиров, В.И.** Физическая природа разрушения металлов / В.И. Владимиров. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
5. **Ларионов, В.П.** Хладостойкость и износ деталей машин и сварных соединений / В.П. Ларионов, В.А. Ковальчук. – Новосибирск: Наука, 1976. 208 с.
6. **Солнцев, Ю.П.** Материаловедение / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – СПб.: Химиздат, 2007. – 784 с.
7. **Солнцев, Ю.П.** Специальные материалы в машиностроении / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, В.Ю. Пирайнен. – СПб.: Химиздат, 2004. – 640 с.
8. **Матросов, Ю.И.** Сталь для магистральных газопроводов / Ю.И. Матросов, Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко. – М.: Металлургия. 1989. – 288 с.

9. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг. Пер. с англ. – М.: Metallurgia, 1982. – 184 с.

УДК 631.3.004.67:631.35.035.4

Д.И. БОРОВИК,
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д-р техн. наук (БНТУ)

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЯЮЩЕГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ, ОБРАБОТАННЫХ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

В практике восстановления и упрочнения деталей машин широко используются технологии электрохимического осаждения металлов и сплавов. Наиболее эффективной и экономичной является технология электрохимического осаждения железа. Однако получаемые гомогенные электрохимические железные покрытия не удовлетворяют возросшим требованиям к восстанавливаемым поверхностям по твердости, износостойкости и другим специальным свойствам. Сказанное выше привело к идее модифицирования структуры покрытий с помощью дисперсных порошковых наполнителей [1] с целью создания композиционного электрохимического покрытия (КЭП). Подобные КЭП на железной основе существенно улучшили эксплуатационные свойства материала покрытий, но и они оказались с существенным недостатком. Недостаток проявляется в недостаточной прочности связи «частица – матрица», из-за которой происходит «выкрашивание» частиц в процессе изнашивания. Для повышения прочности связи «частица – матрица» стало обоснованным применение термической обработки [2], но при этом нежелательно подвергать изделие термической обработке полностью. Выходом из положения явилось применение концентрированных источников энергии, таких как лазерное излучение (ЛИ), для поверхностной обработки материала покрытия [3]. При этом поверхностный слой покрытия оплавляется и происходит легирование матрицы металла веществом наполнителя. Результат взаимо-