

Список литературы

1. Кошевник А. Ю. Измерение поверхностного натяжения по размерам лежащей капли / Кошевник А. Ю., Кусанов М. М., Лубман Н. М. // Журнал физической химии. – 1953. – Т. XXVII, вып. 12. – С. 1887–1890.
2. Исследование контактной выносливости сталей различной теплоустойчивости / [Ольшанецкий В. Е., Михайлов Л. А., Вильчек А. И., Банас И. П.] // ФХММ. – 1971. – № 2. – С. 3–8.

Одержано 05.11.2013

Биковський О.Г., Самойлов В.С., Ольшанецкий В.Ю., Лаптева А.Н., Бусов А.В., Воронін Д.Я. Вплив стану поверхні твердого тіла на характеристики змочування його розплавом

На спеціальній установці з визначення поверхневих явищ методом лежачої краплі проведені дослідження змочування алюмінієм А0, бронзою БрКМц3-1, сталями 100Х15М2Г2Р і 07Х20Н9Г7Т сталеві Ст3 і титанові VT1-0 підкладок з гладкою після прокатки і обробленої дробом поверхнею.

Встановлено, що у всіх випадках крайовий кут змочування розплавами підкладок менший на шорсткій поверхні порівняно з гладкою. На титановій підкладці в тих же комбінаціях він менший порівняно зі сталеві внаслідок більшої хімічної активності титану й утворення проміжних сполук з меншою в'язкістю. Це пов'язано зі зниженням поверхневої енергії контактної зони внаслідок дрейфу атомів (передусім впровадження) до поверхні поділу.

Ключові слова: шорсткість, крайовий кут змочування, адгезія, когезія, поверхневий натяг, лежача крапля.

Bykovskiy O., Samoylov V., Olshanetskiy V., Lapteva A., Busov D., Voronin D. Effect of solid surface on its melt wetting characteristics

A special unit to determine the surface phenomena by sessile drop method was used to study wetting A0 aluminum, bronze BrKmts3-1 steels 100H15M2G2R and 07H20N9G7T of St3 steel and titanium VT1-0 substrates with a smooth-rolled and shot-blast surface.

It was found that in all cases, the contact angle is less than the substrate melts at the rough surface compared with the smooth. At titanium substrate under the same combination it is smaller as compared with the steel due to the greater reactivity of titanium and the formation of intermediates with lower viscosity. This is due to reduction of contact zone energy surface owing to drift interstitial atoms to surface of division.

Key words: roughness, contact angle, adhesion, cohesion, surface tension, sessile drop.

УДК 669.141:539.374

Д-р техн. наук В. В. Лунев, д-р техн. наук М. Н. Брыков, С. Н. Ткаченко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

РЕЗЕРВЫ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ТЕРМООБРАБОТАННЫХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Стандартные образцы стали У12 подвергали термической обработке по следующему режиму: контролируемая выдержка при температуре 860 ± 10 °С и охлаждение в масле. Установлено, что при оптимальном времени выдержки достигается сочетание прочности на уровне 1250 МПа и ударной вязкости КС 250–300 Дж/см². При помощи растровой электронной микроскопии (увеличение до $\times 100000$) установлено, что в поверхностном слое образцов глубиной порядка 1 мм формируется структура тонкопластинчатого перлита при размере перлитных колоний 3–7 мкм.

Ключевые слова: высокоуглеродистая сталь, термическая обработка, прочность, пластичность, тонкопластинчатый перлит.

Актуальность и цель работы

Поиск путей повышения износостойкости железоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании – одно из направлений исследовательской работы кафедр

оборудования и технологии сварочного производства Запорожского национального технического университета. Установлено, что нелегированный высокоуглеродистый нестабильный аустенит обладает наибо-

лее высокой износостойкостью среди металлических матриц сталей и чугунов [1].

Максимальное содержание углерода в стандартных углеродистых сталях составляет 1,2–1,3 % (инструментальные стали типа У12). После закалки из однофазной γ - области (860 °С) износостойкость стали У12 значительно выше, чем после закалки на максимальную твердость (750 °С). Это обусловлено наличием в структуре стали, закаленной от 860 °С, примерно 50 % нестабильного остаточного аустенита с содержанием углерода 1,2%.

Однако объемная закалка стали У12 от 860 °С наряду с повышением износостойкости приводит к значительному ухудшению механических свойств и даже появлению множественных закалочных трещин. Это обусловлено высоким содержанием углерода в мартенсите. Поверхностная закалка деталей из стали У12 могла бы обеспечить требуемую структуру рабочей области без изменения структуры сердцевины. В связи с этим проводили пробные закалки образцов стали У12 (10 × 10 × 55 мм) от 860 °С при небольшом времени выдержки в печи. При помощи ударных образцов без надреза планировали качественно оценить, насколько подобная обработка снижает ударную вязкость КС стали У12 по сравнению с отожженным состоянием.

Первые опыты, напротив, показали некоторое повышение значений КС обработанных образцов по сравнению с образцами отожженной стали. Поэтому направление работы было изменено, и целью явилось определение зависимости ударной вязкости и кратковременной прочности стали У12 после закалки от 860 °С при различном времени выдержки в однофазной области.

Методика проведения экспериментов

Материалом исследования служила сталь У12 промышленной выплавки (табл. 1). Размеры образцов составляли 10 × 10 × 55 мм (без надреза). Разрывные образцы изготавливали по ГОСТ 1497-84 с диаметром рабочей части $d_0 = 5$ мм и расчетной длиной $l_0 = 5d_0$. Микроструктуру исследовали с помощью электронного микроскопа SUPRA 40-25-58 при увеличениях до 100 тыс. раз. Твердость измеряли с помощью твердомера Викерса ТВП-5012. Размеры образцов определяли с помощью микрометра МК 0-25 с ценой деления 0,01 мм. Испытания на удар проводили на маятниковом копре МК-30, на разрыв — на машине УМЭ-10ТМ.

Общая схема термической обработки образцов: загрузка в печь сопротивления (воздушная атмосфера) при температуре 860 ± 10 °С, выдержка заданное время, охлаждение в масле.

Таблица 1 – Химический состав стали У12А

С	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Si
1,24	0,23	0,009	0,014	0,06	0,06	0,06	0,253

Результаты экспериментов и их обсуждение

Результаты ударных испытаний образцов (энергия удара 300 Дж) после термической обработки представлены в табл. 2, результаты испытаний разрывных образцов – в табл. 3.

Таблица 2 – Результаты испытаний ударных образцов

№ образца	Время выдержки, мин	
1	4,0	104
2	5,0	122
3	6,0	294
4	6,5	образец не разрушен, рис. 1
5	7,0	176
6	7,5	240
7	8,0	236
8	8,5	22
9	9,0	23
10	10,0	228
11	11,0	3
12	12,0	2

Таблица 3 – Результаты испытаний разрывных образцов

№ образца	Время выдержки, мин	P разрушения, кгс	σ_s , МПа
1	Без термообработки	1970	976
2	1,0	1750	871
3	1,5	1850	1003
4	2,0	2000	987
5	2,5	1890	994
6	3,0	2450	1239
7	3,5	2550	1264
8	4,0	1080	533
9	4,5	1430	695
10	5,0	1550	807
11	6,0	520	266
12	8,0	280	137

После испытаний по режиму № 4 ударный образец обладает максимальной вязкостью. Для воспроизведения этого результата повторно проведена термическая обработка четырех ударных образцов при времени выдержки в печи 6,5 минут. Два из них испытаны без надреза, другие два – с U-образными надрезами, нанесенными после термической обработки. Результаты представлены в табл. 4.

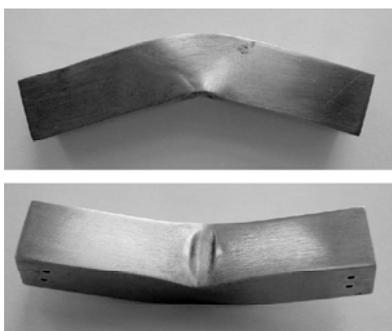


Рис. 1. Образец № 4 (табл. 2) после удара маятником с энергией 300 Дж

Таблица 4 – Результаты испытаний ударных образцов после термической обработки с выдержкой в печи 6,5 мин

№ образца	a_n , Дж/см ²
После термообработки без надреза	
1	284
2	228
После термообработки и нанесения надреза	
3	15
4	10

Испытания показали, что выбранный режим термической обработки позволяет стабильно получать высокие значения ударной вязкости, но лишь на образцах без надреза. После нанесения надреза ударная вязкость снижается на порядок. Вероятно, лишь тонкий поверхностный слой в результате обработки получает структуру, обладающую повышенной вязкостью.

Половина образца № 1 из последней серии (см. табл. 4) разрезана еще пополам вдоль продольной оси. Полученное сечение внутренней части образца исследовано с целью выявления изменений структуры от поверхности к центру. Результаты представлены на рис. 2.

Действительно, структура образца изменяется по глубине. В поверхностном слое в максимальной степени сформирована тонкопластинчатая структура с небольшим количеством нерастворившихся карбидов. Это объяснимо различным временем выдержки при высокой температуре различных точек сечения по глубине образца, а также разной скоростью их охлаждения. Лишь тонкий поверхностный слой получает оптимальное сочетание времени выдержки и скорости охлаждения.

Анализ микроструктуры поверхности образца № 1 (см. табл. 4) при различном увеличении позволяет оценить размеры перлитных колоний, количество цементитных пластин на 1 мкм и межпластинчатое расстояние (рис. 3). Тот же анализ может быть проведен для стали с исходной структурой до термообработки (рис. 4). Результаты представлены в табл. 5.

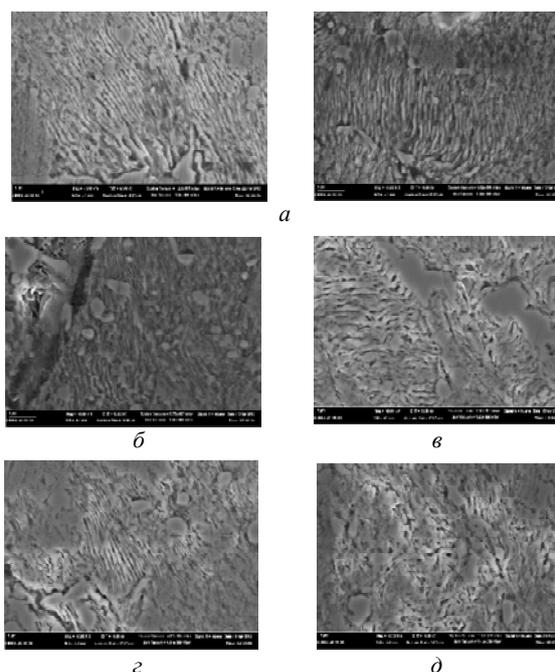


Рис. 2. Микроструктура образца №1 (табл. 4) по глубине: а – поверхность; б – 1 мм от поверхности; в – 2 мм от поверхности; г – 4 мм от поверхности; д – центр $\times 40000$

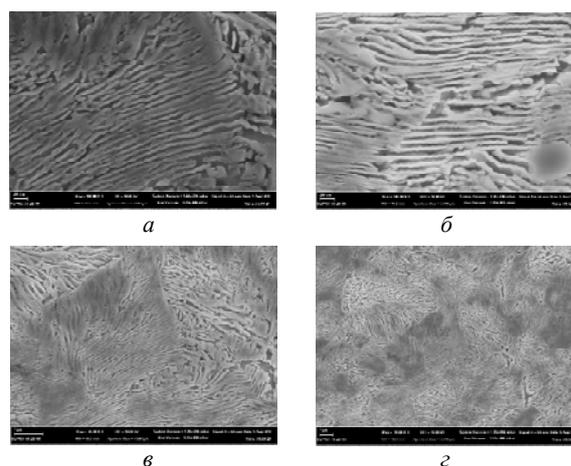


Рис. 3. Микроструктура поверхности образца № 1 (табл. 4) при различном увеличении:

а, б – $\times 100000$; в – $\times 40000$; г – $\times 18000$

Известно, что тонкопластинчатый перлит пластически деформируется и разрушается как единая структура; у грубопластинчатого перлита при этом проявляется дискретность строения [2]. Вероятно, именно эта структура поверхностного слоя обработанных образцов обеспечивает одновременно высокие прочность и вязкость стали. Такую структуру обеспечивает точное время выдержки при высокой температуре и строго определенная скорость охлаждения.

При фазовом превращении перлита в аустенит (нагрев и выдержка при высокой температуре) аустенитные зерна зарождаются на границах раздела феррита и цементита внутри перлитных колоний; в начальный

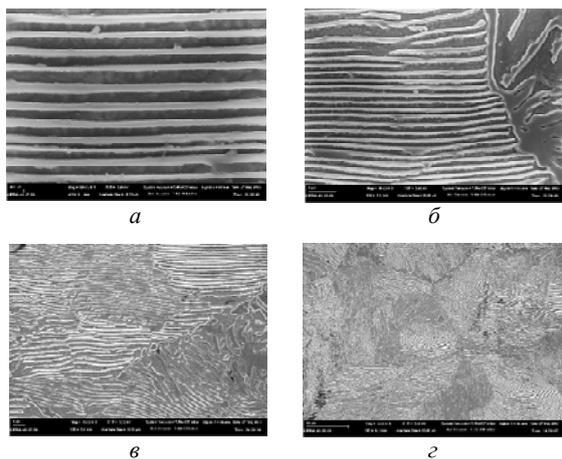


Рис. 4. Микроструктура сталі У12 до термообробки при різному збільшенні:

a – $\times 100000$; *b* – $\times 40000$; *v* – $\times 18000$; *z* – $\times 6000$

період видержки розміри зерен аустеніта значально менше колоній перліта [3]. Лише після повного превращення починається ріст зерен аустеніта. Поєтому якщо почати охолодження через строго визначене час, можна мінімізувати розмір вихідного аустенітного зерна непрямо перед превращенням. В об'ємі вихідного аустенітного зерна зароджається декілька перлітних колоній, що сприяє подальшому зменшенню структури [4]. Будь-яке відхилення від оптимального режиму, як по часу видержки, так і по швидкості охолодження, сприяє

значальному збільшенню перлітних колоній і огрубленню перліта з закономірним погіршенням пластичних властивостей.

Представлені висновки – лише найбільш правдоподібна, на наш погляд, гіпотеза. Авторів цікавить обговорення будь-яких думок стосовно причин значального збільшення пластичності заэвтектоїдних сталей після термообробки з контрольованою видержкою при високій температурі.

Висновки і напрямки подальших досліджень

Показано можливість отримання поєднання високої міцності і одночасно високої в'язкості високоуглеродистих сталей, які традиційно відносять до матеріалів з пониженою пластичністю. Таке поєднання може бути досягнуто за рахунок строго визначеного часу видержки сталі при високій температурі і такої швидкості охолодження, при якій розпад аустеніта відбувається ще дифузійним шляхом, але досягається гранично можливе зменшення феррито-цементитної суміші. Навіть незначальні відхилення від часу видержки при високій температурі або швидкості охолодження призводять до значального погіршення властивостей після термічної обробки.

Подальші дослідження можуть бути направлені на пошук режимів термічної обробки, які дозволять отримувати високу міцність і в'язкість по всьому сеченню зразків або деталей з високоуглеродистих нелегірованих або низколегірованих сталей.

Таблиця 5 – Параметри перлітної структури сталі У12 в вихідному стані і після термічної обробки

	Розмір колоній, мкм	Кол-во цементитних пластинок на 1 мкм	Міжпластинчатий відстань, нм
До обробки	≈ 30	3–4	200
Після обробки	3–7	11–12	40–50

Список літератури

1. Брыков М. Н. Абразивное изнашивание железуглеродистых сплавов / М. Н. Брыков // Трение и износ. – 2006. – № 1. – С. 105–109.
2. Влияние дисперсности перлита на механические свойства, деформационное поведение и характер разрушения высокоуглеродистой стали / [Изотов В. И., Поздняков В. А., Лукьяненко Е. В. и др.] // ФММ. – 2007. – Т. 103. – В. 5. – С. 549–560.
3. Блантер М. Е. Теория термической обработки / Блантер М. Е. – М. : Металлургия, 1984. – 328 с.
4. Влияние структуры перлитной стали на механические свойства и особенности разрушения при изгибном нагружении / [Изотов В. И., Поздняков В. А., Лукьяненко Е. В. и др.] // ФММ. – 2009. – Т. 108. – В. 6. – С. 638–648.

Одержано 15.10.2013

Луньов В.В., Брыков М.М., Ткаченко С.М. Резерви підвищення пластичності термооброблених високоуглецевих сталей

Стандартні зразки сталі У12 піддавали термічній обробці за таким режимом: контрольована витримка при температурі 860 ± 10 °С і охолодження в маслі. Встановлено, що при оптимальному часі витримки досягається поєднання міцності на рівні 1250 МПа й ударної в'язкості КС 250–300 Дж/см². За допомогою растрової електронної мікроскопії (збільшення до $\times 100\ 000$) встановлено, що в поверхневому шарі зразків глибиною близько 1 мм формується структура дрібнопластинчатого перліту при розмірі перлітних колоній 3–7 мкм.

Ключові слова: високоуглецева сталь, термічна обробка, міцність, пластичність, дрібнопластинчастий перліт.

Lunev V., Brykov M., Tkachenko S. Reserves for increasing plasticity in heat-treated high-carbon steels

Standard test specimens of U12 steel (1,2 %C) were heat treated as follows: controlled exposure at 860 ± 10 °C and cooling in oil. It was discovered that strength 1250 MPa and impact toughness $KC 250-300$ J/cm² are achieved if optimal time of exposure is provided. SEM (multiplication up to 100000) shows that structure of fine lamellar pearlite with pearlite colonies of 3–7 μ m appears in 1 mm surface layer.

Key words: high-carbon steel, heat treatment, strength, plasticity, fine lamellar pearlite.

УДК 669.15.74.194-15.669.17

Д-р техн. наук Л. С. Малинов, Д. В. Бутова

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР (МКИТ), СОЗДАЮЩЕЙ МНОГОФАЗНУЮ СТРУКТУРУ

Показано, что изотермическая закалка из МКИТ по схеме «вода-печь» позволяет в среднеуглеродистых низколегированных сталях получить многофазную структуру (бейнит, феррит, метастабильный аустенит, в ряде случаев карбиды), обеспечивающую повышенный по сравнению с улучшением уровень механических свойств и абразивную износостойкость.

Ключевые слова: межкритический интервал температур (МКИТ), изотермическая закалка, многофазная структура, бейнит, метастабильный аустенит.

Введение

Важной научной и практической задачей, обеспечивающей ресурсосбережение, является повышение уровня механических свойств и износостойкости применяемых в промышленности сталей.

Во многих случаях для получения хорошего сочетания механических свойств у низколегированных среднеуглеродистых сталей их подвергают улучшению, включающему закалку из аустенитной области и высокий отпуск. При этом зачастую в качестве охлаждающей среды при закалке используют дорогое и пожароопасное масло. Его же применяют для ускоренного охлаждения деталей после высокого отпуска с целью предотвращения высокотемпературной отпускной хрупкости у сталей, не содержащих молибден и вольфрам. После охлаждения в масле необходима промывка деталей, увеличивающая продолжительность технологического процесса.

Исходя из вышесказанного, улучшение требует значительных энергозатрат и большого количества расходных материалов. В связи с этим необходимо использование альтернативной технологии термообработки, лишенной указанных недостатков.

В работе [1] предложено для обеспечения повышенного уровня механических свойств в сплавах на желез-

ной основе получать многофазную структуру (мартенсит, нижний бейнит, феррит, карбиды и др.), одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП). С учетом требуемых механических свойств и условий нагружения при испытаниях или эксплуатации структурой и развитием ДДМП необходимо управлять [1]. Наряду с этим следует использовать другие известные механизмы упрочнения и повышения сопротивления хрупкому разрушению (зернограницный, субструктурный и др.).

Одним из вариантов реализации рассматриваемого направления по получению в сталях и чугунах многофазной структуры, в которой присутствует нижний бейнит, феррит (в ряде случаев карбиды) и остаточный метастабильный аустенит является применение изотермической закалки из МКИТ. Обычно изотермическую закалку проводят с нагревом в аустенитную область, последующим охлаждением и выдержкой в расплаве солей, которые неэкологичны и взрывоопасны при попадании в них влаги. Во многих работах высокий комплекс механических свойств и износостойкости после такой закалки сталей и высокопрочного чугуна объясняют только особенностями строения нижнего бейни-