

---

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  $860 \pm 10$  °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/см<sup>2</sup>. 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  $\gamma$ -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  $860 \pm 10$  °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	$\sigma_{\text{в}}$ , 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.

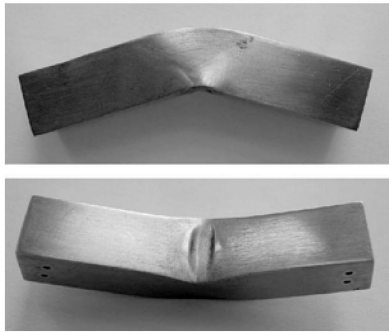


Рис. 1. Образец № 4 (табл. 2) после удара маятником с энергией 300 Дж

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

№ образца	$a_n$ , Дж/см <sup>2</sup>
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.

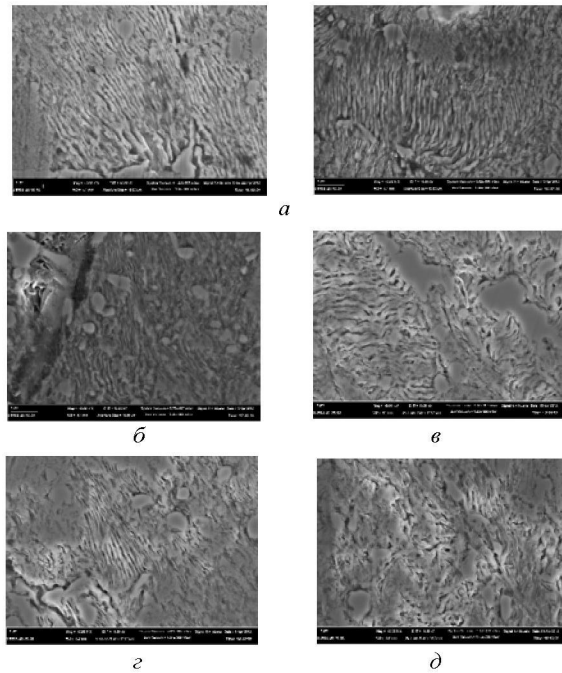


Рис. 2. Микроструктура образца №1 (табл. 4) по глубине: а – поверхность; б – 1 мм от поверхности; в – 2 мм от поверхности; г – 4 мм от поверхности; д – центр  $\times 40000$

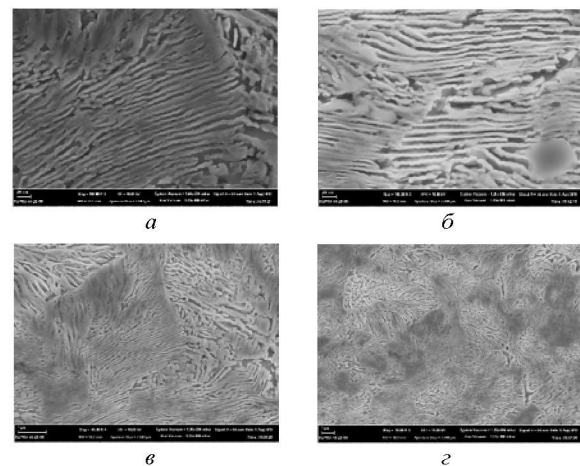


Рис. 3. Микроструктура поверхности образца № 1 (табл. 4) при различном увеличении:

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. Таковую 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

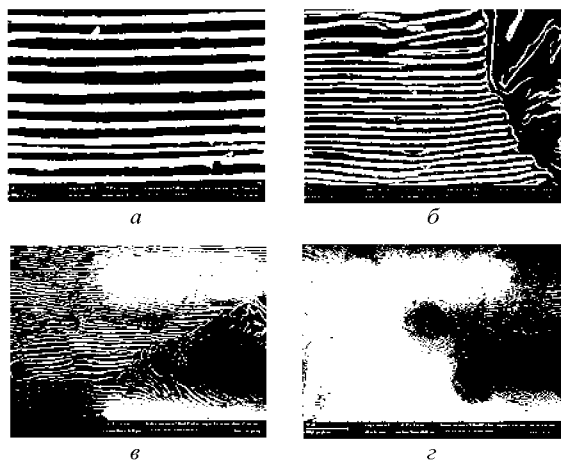


Рис. 4. Микроструктура сталі У12 до термообробки при різному збільшенні:

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

період выдержки розміри зерен аустеніта значально менше колоній перліта [3]. Лишь после полного превращения начинается рост зерен аустеніта. Поэтому если начать охлаждение через строго определенное время, можно минимизировать размер исходного аустенітного зерна непосредственно перед превращением. В объеме исходного аустенітного зерна зарождається несколько перлітних колоній, что способствует дальнейшему измельчению структуры [4]. Любое отклонение от оптимального режима, как по времени выдержки, так и по скорости охлаждения, способствует

значительному укрупнению перлітних колоній и огрублению перліта с закономерным ухудшением пластических свойств.

Представленные рассуждения – лишь наиболее правдоподобная, на наш взгляд, гипотеза. Авторы заинтересованы в обсуждении любых мнений относительно причин значительного увеличения пластичности заэвтектоидных сталей после термообробки с контролируемой выдержкой при высокой температуре.

#### Выводы и направления дальнейших исследований

Показана возможность получения сочетания высокой прочности и одновременно высокой вязкости высокоуглеродистых сталей, которые традиционно относят к материалам с пониженной пластичностью. Такое сочетание может быть достигнуто за счет строго заданного времени выдержки стали при высокой температуре и такой скорости охлаждения, при которой распад аустеніта происходит еще диффузионным путем, но достигается предельно возможное измельчение феррито-цементитной смеси. Даже незначительные отклонения от времени выдержки при высокой температуре или скорости охлаждения приводят к значительному ухудшению свойств после термической обробки.

Дальнейшие исследования могут быть направлены на поиск режимов термической обробки, которые позволяли бы получать высокие прочность и вязкость по всему сечению образцов или деталей из высокоуглеродистых нелегированных или низколегированных сталей.

Таблица 5 – Параметры перлітної структури сталі У12 в исходном состоянии и после термической обробки

	Размер колоній, мкм	Кол-во цементитных пластин на 1 мкм	Межпластинчатое расстояние, нм
До обробки	≈ 30	3–4	200
После обробки	3–7	11–12	40–50

#### Список литературы

1. Брыков М. Н. Абразивное изнашивание железоуглеродистых сплавов / М. Н. Брыков // Трение и износ. – 2006. – № 1. – С. 105–109.
2. Влияние дисперсности перліта 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 обробки / Блантер М. Е. – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.
4. Влияние структуры перлітної 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 високовуглецевих сталей

Стандартні зразки сталі У12 піддавали термічній обробці за таким режимом: контрольована витримка при температурі  $860 \pm 10$  °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/см<sup>2</sup>. За допомогою растрової електронної мікроскопії (збільшення до  $\times 100\ 000$ ) встановлено, що в поверхневому шарі зразків глибиною близько 1 мм формується структура дрібнопластинчастого перліту при розмірі перлітних колоній 3–7 мкм.

**Ключові слова:** високовуглецева 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  $860 \pm 10$  °C and cooling in oil. It was discovered that strength 1250 MPa and impact toughness  $KC 250-300$  J/cm<sup>2</sup> 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  $\mu$ m appears in 1 mm surface layer.*

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

---