

Ю.А. Калинин<sup>1</sup>, М.Н. Брыков<sup>2</sup>, И. Петришинец<sup>3</sup>, М.Ю. Осипов<sup>2</sup>, М.И. Андрущенко<sup>2</sup>,  
В.Г. Ефременко<sup>4</sup>

ЧАО «Запорожтрансформатор»<sup>1</sup>

Национальный университет «Запорожская политехника»<sup>2</sup>

Институт материаловедения Словацкой академии наук<sup>3</sup>

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»<sup>4</sup>

### ОЦЕНКА КАЧЕСТВА СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СВАРКИ С УСКОРЕННЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

По результатам испытаний сварных образцов на растяжение оценивали качество соединений предварительно закалённой высокоуглеродистой стали 120Г3С2. Структура материала после закалки от 900 °С и 1000 °С состояла из аустенита и мартенсита в различном соотношении. Для обеспечения ускоренного охлаждения при сварке образцы погружали в воду кроме свариваемых кромок. При испытаниях разрушение всех сварных элементов произошло по основному материалу, что свидетельствует о достаточно высоком качестве сварных соединений.

**Ключевые слова:** высокоуглеродистая низколегированная сталь, сварка, ускоренное охлаждение, аустенит, мартенсит, прочность

Ю.А. Калінін<sup>1</sup>, М.М. Брыков<sup>2</sup>, І. Петришинець<sup>3</sup>, М.Ю. Осіпов<sup>2</sup>, М.І. Андрущенко<sup>2</sup>, В.Г.  
Єфременко<sup>4</sup>

ПАТ «Запоріжтрансформатор»<sup>1</sup>

Національний університет «Запорізька політехніка»<sup>2</sup>

Інститут матеріалознавства Словацької академії наук<sup>3</sup>

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»<sup>4</sup>

### ОЦІНЮВАННЯ ЯКОСТІ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ЗВАРЮВАННЯ З ПРИСКОРЕНИМ ОХОЛОДЖЕННЯМ

За результатами випробувань зварених зразків на розтяг оцінювали якість зварних з'єднань попередньо загартованої високовуглецевої сталі 120Г3С2. Структура матеріалу після гартування від 900 °С та 1000 °С складалася з аустеніту і мартенситу в різному співвідношенні. Для забезпечення прискореного охолодження під час зварювання зразки занурювали в воду крім зварюваних крайок. Під час випробувань руйнування всіх зварних елементів відбулося по основному матеріалу, що свідчить про достатньо високу якість зварних з'єднань.

**Ключові слова:** високовуглецева низьколегована сталь, зварювання, прискорене охолодження, аустенит, мартенсит, міцність

Yu. Kalinin<sup>1</sup>, M. Brykov<sup>2</sup>, I. Petryshynets<sup>3</sup>, M. Osipov<sup>2</sup>, M. Andrushchenko<sup>2</sup>, V. Efremenko<sup>4</sup>

PJSC "Zaporozhtransformator"<sup>1</sup>

National University «Zaporizhzhia polytechnic»<sup>2</sup>

Institute of Materials Research Slovak Academy of Sciences<sup>3</sup>

SHEI «Pryazovskyi State Technical University»<sup>4</sup>

### ESTIMATION OF JOINTS QUALITY FOR HIGH-CARBON LOW-ALLOYED STEEL AFTER WELDING WITH RAPID COOLING

According to the tensile test results of welded samples, the quality of the joints of pre-hardened high-carbon steel 120Mn3Si2 was evaluated. The structure of the material after quenching from 900 °C and 1000 °C consisted of austenite and martensite in various proportions. To ensure accelerated cooling during welding, the samples were immersed in water except for the welded edges. During testing, the destruction of all welded elements occurred on the base material, which indicates a sufficiently high quality of welded joints.

**Key words:** high-carbon low-alloy steel, welding, rapid cooling, austenite, martensite, strength

**Постановка проблеми.** Одной из основных проблем современной промышленности является износ деталей оборудования. Наиболее остро проблема проявляется в случае абразивного изнашивания, когда рабочие поверхности подвергаются множественному царапанию твёрдыми частицами. Для повышения износостойкости материалов, в частности, сталей, при абразивном изнашивании необходимо повышать содержание углерода до заэвтектоидного и закаливать детали от оптимальной для каждого случая температуры. Если необходимо сваривать такую износостойкую деталь, то структура, предварительно полученная закалкой, может быть потеряна в зоне нагрева до температуры выше порога диффузии атомов железа. В связи с этим проблема, на решение которой направлена данная работа – нахождение способа сварки предварительно

закалённых высокоуглеродистых низколегированных сталей, позволяющего сохранять структуру, полученную предварительной термической обработкой, при достаточном качестве сварных соединений.

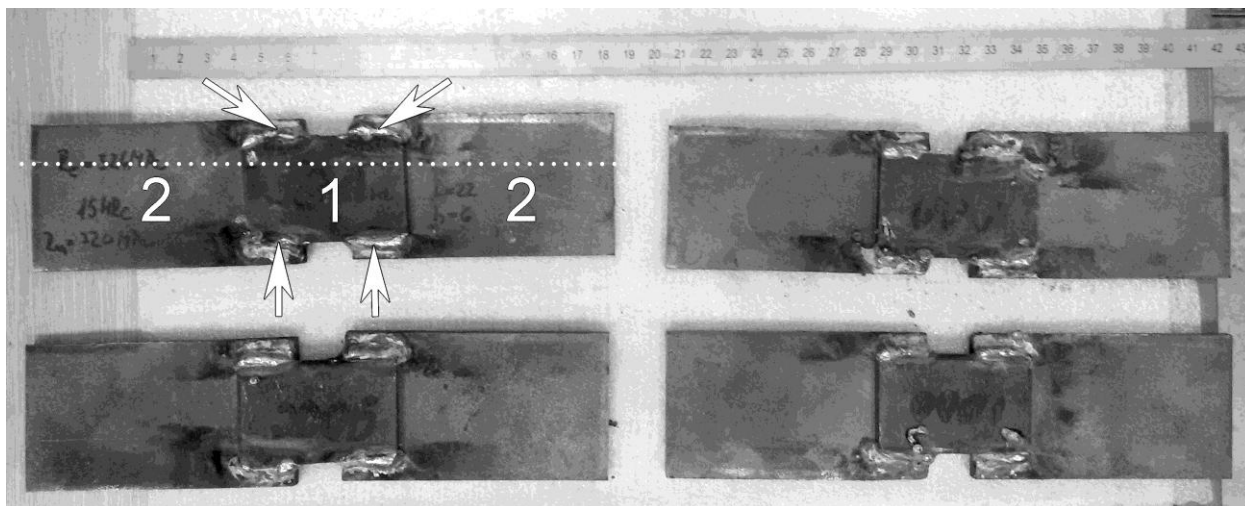
**Анализ последних достижений и публикаций.** Исследования износостойкости материалов при абразивном изнашивании проводятся уже более ста лет [1]. Установлено, что высокая износостойкость сталей и чугунов обеспечивается высокой твёрдостью поверхности трения. Основное условие значительного, скачкообразного увеличения износостойкости – твёрдость поверхности трения должна приближаться к твёрдости абразива или превышать её [2, 3]. В работах [4-6] показано, что значительным потенциалом с точки зрения повышения износостойкости сталей при абразивном изнашивании обладает эффект упрочнения нестабильного аустенита при пластической деформации. Твёрдость нестабильного высокоуглеродистого аустенита при абразивном изнашивании может увеличиваться с 200HV в исходном состоянии до 1200HV на поверхности трения за счет фазового  $\gamma$ - $\alpha$  превращения [4]. Это явление позволило значительно, во многих случаях на порядок, повысить износостойкость по сравнению с такими материалами, как белые чугуны и углеродистые стали после закалки на максимальную твёрдость [5]. Таким образом, существуют два основных направления повышения износостойкости сталей термической обработкой: 1) закалка на максимальную твёрдость с получением в структуре мартенсита; 2) закалка на 80-100% нестабильного аустенита с дальнейшим использованием эффекта упрочнения поверхности трения. В обоих случаях содержание углерода в сталях должно быть повышено – в первом случае до эвтектоидного (около 0,8% масс.), во втором случае до заэвтектоидного (около 1,2% масс.).

Сварка сталей с повышенным содержанием углерода, как правило, выполняется с предварительным подогревом для обеспечения замедленного теплоотвода и исключения образования закалочных структур в зоне термического влияния (ЗТВ). Однако в случае термически обработанных высокоуглеродистых сталей это приведёт к высокому отпуску материала на значительном расстоянии от ЗТВ, что снизит износостойкость практически до уровня отожженной стали.

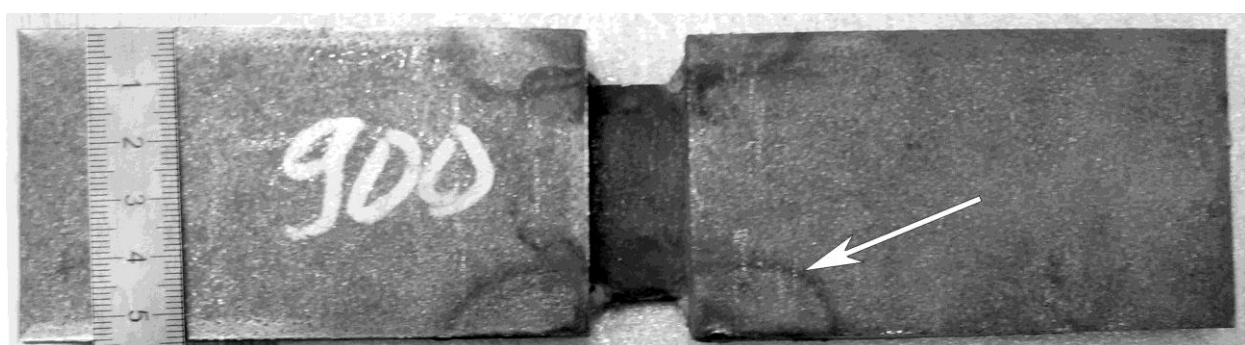
Некоторые авторы отмечают положительную роль ускоренного охлаждения на свойства сварных соединений заэвтектоидных сталей [7]. В работах [8, 9] обоснован метод сварки закалённых высокоуглеродистых низколегированных заэвтектоидных сталей с ускоренным охлаждением в воде. Показано, что при таком способе сварки сразу за границей сплавления образуется прослойка аустенита. Затем следуют аустенито-мартенситная, мартенситная прослойки и область отпуска исходного закалённого материала. В результате анализа микроструктуры сварного соединения закалённой на мартенсит стали 120Г3С2 после сварки с охлаждением в воде установлено, что ширина ЗТВ не превышает 5-6 мм при отсутствии трещин в ней, сварном шве и на линии сплавления. Данный результат позволяет проводить дальнейшие исследования качества сварных соединений закалённой высокоуглеродистой низколегированной стали.

**Постановка задачи.** Задача работы – оценить качество сварных соединений закалённой стали 120Г3С2, полученных ручной дуговой сваркой с ускоренным охлаждением в воде.

**Материалы и методика.** Качество соединений оценивали при испытаниях на растяжение комбинированных сварных образцов (рис. 1). Закалённая пластина (1) из стали 120Г3С2 (см. рис. 1, а) толщиной 5 мм приварена четырьмя угловыми швами (стрелки) к двум пластинам (2) стали 09Г2С. Сварку выполняли поочередно с каждой стороны, погружая зажатые в струбцину пластины в воду до уровня, обозначенного пунктиром. После сварки с одной стороны сварной образец извлекали из воды и высушивали сжатым воздухом. Затем образец снова погружали в воду и проводили сварку двух оставшихся швов. Примерный уровень воды при сварке показан пунктиром. Таким образом, теплоотвод от ЗТВ осуществлялся достаточно быстро вглубь металла, погруженного в воду. Кипение воды незначительной интенсивности наблюдалось лишь на её поверхности в местах контакта с металлом, объемное кипение не наблюдалось. Следовательно, вся погруженная в воду часть образца в процессе сварки нагревалась не выше 100 °С. Контуры цветов побежалости (стрелка) (см. рис. 1, б), позволяют определить границы ЗТВ. Горизонтальные границы контуров соответствуют уровням воды при сварке. Сварку проводили на переменном токе электродами RIK99 (99 %Ni, 1 %C) диаметром 3 мм на режиме:  $I_{св} = 190$  А;  $U_{св} = 25$  В.



а



б

**Рис. 1. Сварные образцы для испытаний: а – вид всех образцов со стороны пластин из стали 120Г3С2: 1 – 120Г3С2, 2 – 09Г2С, стрелки – сварные швы, пунктир – уровень воды; б – вид образца с обратной стороны: стрелка – граница цветов побежалости**

Термическая обработка пластин из стали 120Г3С2: закалка от 1000 °С (2 шт), закалка от 900 °С (2 шт). Пластины в процессе производства были обезуглерожены на глубину около 1 мм [10]. Поэтому после закалки структура материала по глубине 1,0-1,5 мм изменяется от мартенситной на самой поверхности до аустенитной (закалка от 1000 °С) или аустенито-мартенситной (закалка от 900 °С). Далее структура по глубине не изменяется.

Испытания на растяжение проводили на машине INSTRON 250.

**Результаты экспериментов и обсуждение.** При испытаниях разрушение всех образцов произошло по пластине из стали 120Г3С2. Максимальная нагрузка до разрушения для каждого из образцов представлена в табл. 1.

Таблица 1.

#### Результаты испытаний сварных образцов

№п/п	Температура закалки образца стали 120Г3С2, °С	Максимальная нагрузка до разрушения, кН
1	1000	12,369
2	1000	16,825
3	900	9,488
4	900	18,690

Диаграммы «Нагрузка – абсолютное удлинение» для трёх образцов представляют собой классические кривые для хрупкого разрушения материала без площадки текучести с резким падением нагрузки до нуля в момент разрушения. Однако поведение одного из образцов при

разрушению отличалось от остальных. Соответствующая диаграмма приведена на рис. 2. Внешний вид разрушенного образца показан на рис. 3.

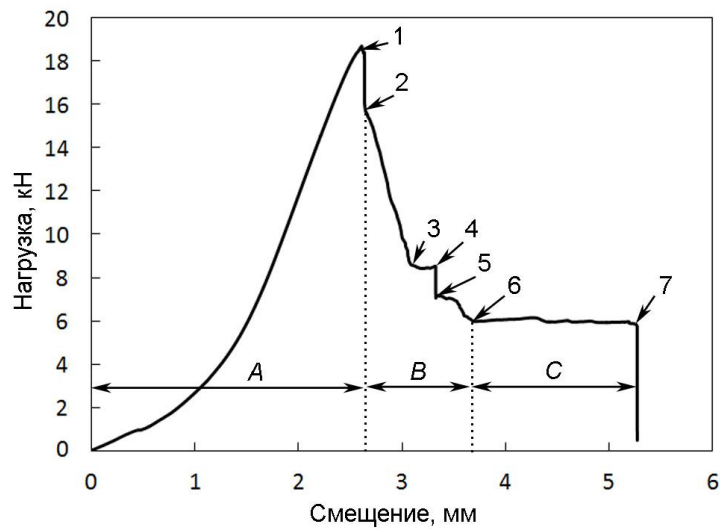


Рис. 2. Диаграмма нагружения образца №4: А – нагружение до разрушения; В – долом сердцевины; С – течение материала околошовной зоны.

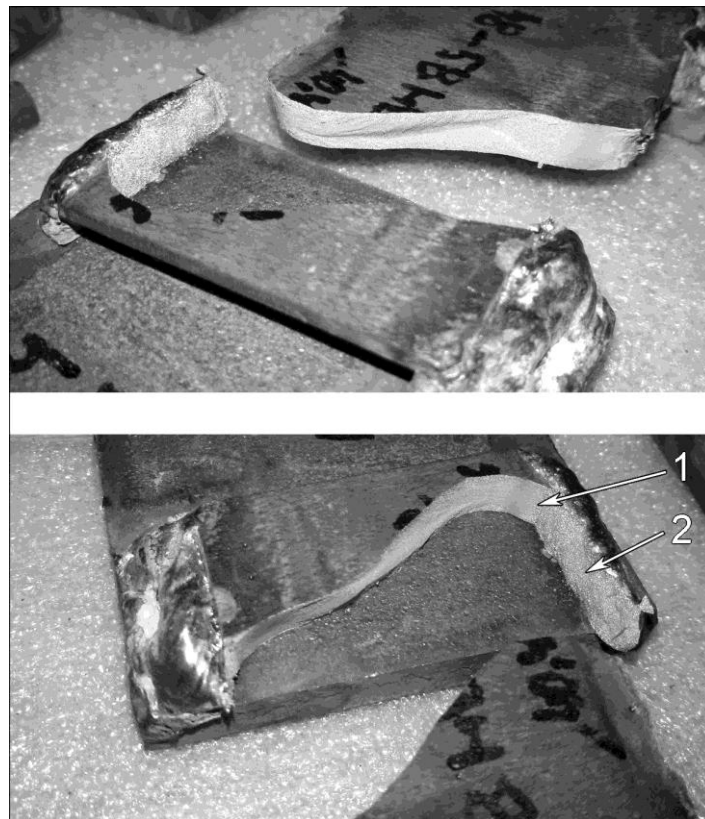


Рис. 2. Образец №4 после испытаний: 1 – место торможения трещины на сварном шве, 2 – поверхность разрушения, соответствующая площадке С на рис. 2

Обращают внимание относительно низкие значения разрушающих нагрузок для всех образцов (см. табл. 2). Площадь поперечного сечения пластин из стали 120Г3С2 составляет примерно 200-220 мм<sup>2</sup>. Следовательно, при максимальной разрушающей нагрузке 18690 Н (образец №4) номинальное напряжение в сечении в момент разрушения составило около 90 МПа. Для остальных образцов эта величина оказывается ещё меньше. Такое значение предела

прочности, на первый взгляд, оказывается необычно низким даже для закаленных неотпущенных высокоуглеродистых сталей. Однако в данном случае имеет значение очень большая неоднородность структуры по сечению образца.

В связи с обезуглероживанием структура образца стали 120Г3С2 на самой поверхности после закалки практически полностью мартенситная. Твёрдость составляет 750-800 НВ [10]. Толщину полностью мартенситного поверхностного слоя можно оценить в 0,1 мм. Этот слой обладает практически нулевой пластичностью по сравнению с более глубоко расположенными слоями со значительным количеством аустенита. Потому при нагружении, вероятно, происходит некоторая пластическая деформация внутренних слоёв образца за исключением поверхностного слоя толщиной около 0,1 мм. При этом вся нагрузка оказывается сконцентрированной именно в недеформированном слое. Если данное предположение верно, то несущую способность материала тонкого поверхностного слоя можно оценить как:

$$\sigma = \frac{F}{0,1 \cdot P}, \text{ МПа} \quad (1)$$

где:  $F$  – разрушающая нагрузка, Н  
 $P$  – периметр сечения, мм  
0,1 – толщина мартенситного слоя, мм.

При  $F = 18690$  Н и  $P = 91$  мм несущая способность материала слоя составит 2054 МПа. Эта величина близка к типичным значениям для высокопрочных сталей. Если толщина одномоментно разрушаемого слоя оказывается больше, чем 0,1 мм, расчетная прочность, естественно, пропорционально уменьшается.

После разрушения тонкого поверхностного слоя в образце появляется трещина, на фронте которой возникает концентрация напряжений и локальная область пластической деформации. Если бы в глубине образца находился стабильный аустенит, то трещина могла быть остановлена. Однако в данном случае аустенит нестабилен, на фронте трещины постоянно образуется хрупкий мартенсит, и она распространяется по сечению почти без сопротивления. В связи с некоторой пластичностью даже нестабильного аустенита возможно отклонение от абсолютно хрупкого разрушения сердцевины, но это не оказывает существенного влияния на несущую способность материала.

Анализ диаграммы нагружения образца №4 (см. рис. 2) показывает, что гипотеза о первоначальном хрупком разрушении поверхностного слоя образца правдоподобна. Хрупкое разрушение начинается в точке 1. В точке 2 хрупкое разрушение прекращается, т.к. трещина доходит до того места, где содержание аустенита достаточно велико. От точки 2 нагрузка также непрерывно уменьшается, но отклонение линии от вертикали свидетельствует о некоторой пластической деформации материала в процессе прохождения трещины. На участке 3-4 рост трещины временно затормозился, и имела место чистая пластическая деформация, однако уже в точке 4 произошёл хрупкий долом 4-5. Участок 5-6 качественно аналогичен участку 2-3.

Достаточно продолжительный горизонтальный участок 6-7 с деформацией около 2 мм без падения нагрузки свидетельствует о чистой пластической деформации материала. Этот участок нехарактерен для сердцевины образца (см. вид кривой от точки 2 до точки 6). Анализ излома образца показывает, что трещина вышла на шов и затормозилась на нём (стрелка 1 на рис. 3). Моменту выхода трещины на шов соответствует точка 6 (см. рис. 2). Очевидно, что окончательное разрушение произошло по площадке 2, которая и работала на срез на последнем этапе разрушения, пластически деформируясь (участок 6-7 на рис 2).

Таким образом, установлено, что сварка с ускоренным охлаждением термически обработанной стали 120Г3С2 позволяет получать как минимум равнопрочные с основным материалом сварные соединения. Дальнейшая работа может быть направлена на оптимизацию состава сварочных электродов. Вполне вероятно, что наличие пластичной аустенитной прослойки в ЗТВ снимает необходимость использования электродов с большим запасом аустенитности.

**Выводы.** В работе проведена оценка качества сварных соединений закалённой высокоуглеродистой низколегированной стали, выполненных ручной дуговой сваркой с ускоренным охлаждением. По результатам работы могут быть сделаны следующие выводы.

1. Сварка с ускоренным охлаждением в воде высокоуглеродистой низколегированной стали 120Г3С2 позволяет получать сварные соединения как минимум равнопрочные с основным материалом.

2. Обезуглероженная сталь 120Г3С2 после закалки от температур в диапазоне 900-1000 °С разрушается в несколько этапов. Вначале происходит хрупкое разрушение тонкого поверхностного слоя с мартенситной структурой. Образовавшаяся трещина работает как концентратор напряжений, последующий долом сечения происходит в основном хрупко с незначительной пластической деформацией материала сердцевины образца.

3. Дальнейшая работа может быть направлена на оптимизацию состава сварочных материалов.

**Список использованных источников:**

1. Robin F., Lloyd G.C. [ed.] Report on the wear of steels and on their resistance to crushing / F. Robin, G.C. Lloyd – London : The Iron and Steel Institute, 1916. – 298 p.

2. Хрущов М. М. Исследования изнашивания металлов / М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. - М. : Изд-во АН СССР, 1960. - 352 с.

3. Хрущов М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. - М. : Наука, 1970. - 252 с.

4. Попов В.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / Попов В. С., Брыков Н. Н., Дмитриченко Н. С. - М. : Metallurgia, 1971. - 160 с.

5. Долговечность оборудования огнеупорного производства / [ Попов В. С., Брыков Н. Н., Дмитриченко Н. С., Приступа П. Г. ]. – М. : Metallurgia, 1978. - 232 с.

6. Брыков Н. Н. Влияние условий изнашивания на степень упрочнения и износостойкость метастабильных аустенитных сплавов / Н. Н. Брыков, Г. А. Пугачев, М. Н. Брыков // Problems of Tribology. - 2003. - N. 4. - С. 158-173.

7. Д.С.Горяинов, С.Н.Балакиров, А.А.Гусев. Исследование процесса лазерной сварки стали У10А // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2016. – Т. 18. - № 4(2). – С.231-236.

8. Structure of high-carbon steel after welding with rapid cooling / [Kalinin Yu., Brykov M., Petryshynets I.] // Acta Metallurgica Slovaca. – 2019. – V. 25. - № 2. - P.114-122.

9. Калинин Ю. А., Шумилов А. А., Петришинец И., Ефременко В.Г., Брыков М. Н. Структура околшовной зоны закалённой высокоуглеродистой стали после сварки с ускоренным охлаждением // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2019. - №1. – С.31-36.

10. Хессе О. Износостойкость обезуглероженного слоя высокоуглеродистой низколегированной стали в экстремальных условиях трения / О. Хессе, М. Кунерт, В.Г. Ефременко, К. Шимицу, М.Н. Брыков, А.Е. Капустян // Наукові нотатки. - 2017. - Вип. 58. - С. 301-307.

Стаття надійшла до редакції 14.09.2019