**Министерство науки и высшего образования Российской Федерации**

**Администрация Правительства Кузбасса**

**Научно-образовательный центр мирового уровня «Кузбасс»**

**Сибирский государственный индустриальный университет**

***Посвящается 100-летию***
***со дня рождения ректора СМИ,***
***доктора технических наук,***
***профессора Н.В.Толстогузова***

# МЕТАЛЛУРГИЯ: ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО

## *«Металлургия – 2021»*

## *Труды*
## *XXII Международной научно-практической конференции*

***10 – 11ноября 2021 г.***

## *Часть 1*

**Новокузнецк**
**2021**

ISSN 2542-1670

УДК 669(06)+658.012.056(06)
М 540



М 540 Металлургия : технологии, инновации, качество : труды XXII Международной научно-практической конференции. В 2 частях. Часть 1 / под общ. ред. А.Б. Юрьева, Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2021. – 326 с. : ил.

Труды конференции включают доклады по актуальным вопросам теории и наукоемким технологиям металлургических процессов, обработки металлических материалов: литейное производство, обработка давлением, термическая обработка.

**ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

Администрация Правительства Кузбасса

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»

АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

АО «Русал-Новокузнецк»

АО «Кузнецкие ферросплавы»

АО «НЗРМК им. Н.Е. Крюкова»

Ляонинский университет науки и технологии, г. Аньшань, КНР

ОАО «Черметинформация»

Издательство Сибирского отделения РАН

Журнал «Известия вузов. Черная металлургия»

Журнал «Вестник СибГИУ»

Журнал «MATEC Web of Conferences »

Научно-образовательный центр мирового уровня «Кузбасс»

АО «Кузбасский технопарк»

Западно – Сибирское отделение Российской Академии естественных наук

Совет молодых ученых Кузбасса

УДК 669.539.382:669.17:625.1

# ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЛЬСОВ

**Кузнецов Р.В.[1], Громов В.Е[1], Иванов Ю.Ф.[2], Шлярова Ю.А.[1], Кормышев В.Е.[1], Перегудов О.А.[3], Семин А.П.[1]**

*[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*
*[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru*
*[3]Омский государственный технический университет, Омск, Россия, olegomgtu@mail.ru*

***Аннотация.*** *Методами просвечивающей электронной дифракционный микроскопии изучено структурно-фазовое состояние дифференцировано закаленных 100-метровых рельсов на различной глубине до 10 мм в головке рельсов по центральной оси и оси симметрии выкружки в исходном состоянии и после разных сроков экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн брутто).*

***Ключевые слова:*** *рельсы, структура, эксплуатация разрушение, дислокации, перераспределение, углерод*

# EVOLUTION OF STRUCTURE-PHASE STATES AND DEFECT SUBSTRUCTURE AT DIFFERENT STAGES OF EXTREME LONG-TERM OPERATION OF RAILS

**Kuznetsov R.V.[1], Gromov V.E[1], Ivanov Yu.F.[2], Shliarova Yu.A.[1], Kormyshev V.E.[1], Peregudov O.A.[3], Semin A.P.[1]**

*[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, gromov@physics.sibsiu.ru*
*[2]Institute of High-Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia, yufi55@mail.ru*
*[3]Omsk State Technical University, Omsk, Russia, olegomgtu@mail.ru*

***Abstract..*** *Using the methods of transmission electron microscopy the structure-phase state of 100-meter differentially quenched rails at different depth up to 10 mm in rail head along the central axis and fillet symmetry axis in initial state and after different time periods of extreme long-term operation (passed tonnage of 691.8; 1411 and 1770 million. gross tons) is studied.*

***Key words:*** *rails, structure, operation, fracture, dislocations, redistribution, carbon.*

*Введение.*

В настоящее время на долю железных дорог в мире приходится до 85 % грузооборота и более 50 % пассажирских перевозок. В последнее время наблюдается значительное увеличение интенсивности железнодорожного транспорта и его грузонапряженности, что требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов.

Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин деградации их структуры с последующим изъятием вызывают значительный научный и практический интерес. Понимание закономерностей и природы формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств в поверхностных слоях рельсов по центральной оси и по выкружке в головке после различных этапов (времен) наработки необходимо для создания рельсов премиум класса, повышенной износостойкости, низкотемпературной надежности [1, 2].

Партия дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов категории ДТ350, выпущенных на «Евраз-ЗСМК» в 2013 году, достигла беспрецедентной в практике наработки

1,77 млрд. тонн брутто пропущенного тоннажа. Достигнутая величина наработки более чем в 2 раза превышает ресурс рельсов до капитального ремонта пути с полной сменой рельсов.

Целью работы является сравнительный анализ эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры на разных этапах экстремально длительной дифференцированно закаленных рельсов.

**Материал и методы исследования**

Материалом исследования являлись четыре партии образцов дифференцированно термоупрочненных рельсов типа Р65 категории ДТ350 из электростали марки Э76ХФ, изготовленных в мае 2013 г. на АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Первую партию составляли образцы в исходном состоянии (перед установкой на полигоне); вторую, третью и четвертую партии составляли образцы после пропущенного тоннажа 691.8; 1411 и 1770 млн. т. брутто в процессе полигонных испытаний.

По содержанию химических элементов металл всех партий соответствует требованиям ТУ 0921-276-01124323-2012 для стали марки Э76ХФ: C – 0,73 %; Mn – 0,75%; Si – 0,58 %; P – 0,012 %; S – 0,007 %; Cr – 0,42 %; Ni – 0,07 %; Cu – 0,13 %; Al – 0,002 %; Ti – 0,003%, Mo – 0,006 %; V – 0,04 %.

Исследования структуры стали проводили, используя методы рентгеноструктурного анализа, оптической, сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии [3-5]. Объекты исследования для просвечивающей электронной микроскопии (фольги толщиной 150-200 нм) изготавливали методами электролитического утонения пластинок, расположенных у поверхностей катания и выкружкии на расстоянии 0, 2 и 10 мм от поверхности, вырезанных методами электроискровой эрозии металла.

**Результаты и их обсуждение**

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается формированием градиентной структуры, проявляющейся в существенной эволюции/деградации структуры металла головки вдоль центральной оси и вдоль оси симметрии рабочей выкружки.

Уже при пропущенном тоннаже 691,8 млн. тонн по всему сечению головки рельсов отмечается образование изгибных экстинкционных контуров (рисунок 1), свидетельствующих об упругопластическом деформировании кристаллической решетки. Следует подчеркнуть, что указанные процессы охватывают не только поверхность катания, что отражает подобие напряженно-деформированного состояния во всем сечении головки рельса.

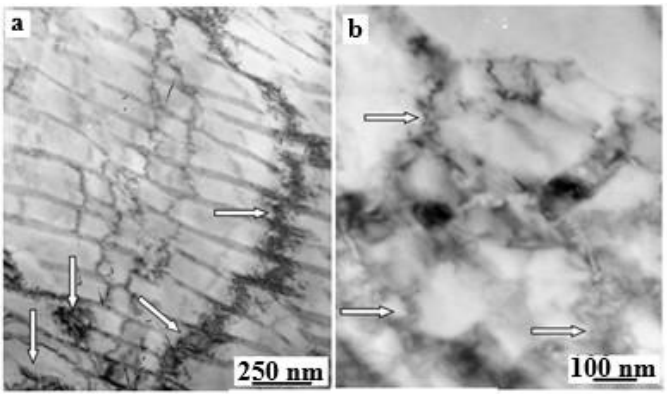


Рисунок 1 – Изгибные контуры экстинкции (указаны стрелками), выявленные в структуре пластинчатого перлита (а) и зернах феррито-карбидной смеси (б)

Эксплуатация рельсов сопровождается одновременным протеканием ряда процессов, основными из которых являются следующие.

1) При 691,8 млн. тонн наблюдается небольшой рост скалярной плотности дислокаций в пределах от $2.9 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ (в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания) до $3.3 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$ вблизи поверхности катания. При этом тип дислокационной субструктуры (хаотически распределенные дислокации и дислокационные сетки) не изменяется. Примерное равенство данной характеристики на поверхности катания и значительном удалении от нее

свидетельствует о преимущественно упругом характере деформирования материала.

2) Разрушение структуры пластинчатого перлита путем перерезания пластин цементита с последующим «растаскиванием» их фрагментов. Разрушение пластин цементита приводит к формированию частиц глобулярной формы, поперечные размеры которых в поверхностном слое составляют 30 нм и продольные - 50 нм. По мере удаления от поверхности катания размеры наблюдаемых частиц увеличиваются и на расстоянии 10 мм от поверхности катания составляют 30×215 нм (что близко к размерам частиц стали в недеформированном материале).

Второй механизм разрушения пластин цементита заключается в вытягивании в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита. При этом степень распада цементита должна определяться величиной плотности дислокаций и типом субструктуры.

На начальной стадии преобразования цементитные пластины окутываются скользящими дислокациями, что сопровождается разбиением пластин на отдельные слаборазориентированные фрагменты. На следующем этапе растворения цементита весь объем, ранее занимаемый цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами (рисунок 2).

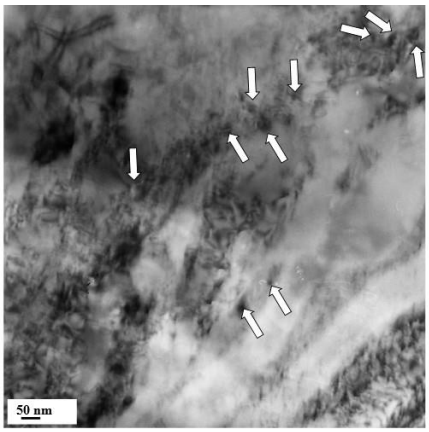


Рисунок 2 – ПЭМ изображение третьей стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии, реализующейся по механизму растворения на месте. Стрелками указаны наноразмерные частицы карбидной фазы, формирующиеся в структуре пластин цементита

В наибольшей степени преобразование структуры стали наблюдается в поверхностном слое головки. Формирующаяся после 1411 млн. т брутто структура поверхностного слоя рабочей выкружки приведена на рисунке 3, а, б; поверхности катания – на рисунке 3, в. В обоих случаях на поверхности формируется субмикро- и нанокристаллическая субзеренная (фрагментированная) структура. В слое, формирующем поверхность рабочей выкружки, размеры субзерен (фрагментов) изменяются в пределах 30–40 нм (рисунок 3, б). В слое, формирующем поверхность катания, размеры субзерен (фрагментов) изменяются в пределах 150–300 нм (рисунок 3, в). Относительное содержание субзеренной (фрагментированной) структуры в поверхностном слое рабочей выкружки составляет 0,25, в поверхностном слое поверхности катания – 0,15.

При пропущенном тоннаже 1770 млн. тонн выявлено формирование субзеренной структуры, содержащей наноразмерные частицы цементита, расположенные в стыках и вдоль границ субзерен. Размеры субзерен изменяются в пределах от 110 нм до 200 нм; размеры частиц цементита – от 25 нм до 60 нм. Установлено, что преобразование в процессе эксплуатации структуры перлита пластинчатой морфологии относительно центральной оси протекает медленнее по сравнению с изменением структуры рабочей выкружки. Показано, что субзеренная структура формируется исключительно в поверхностном слое металла рель-

сов. Относительное содержание субзеренной структуры в поверхностном слое рабочей выкружки значительно выше, чем в поверхностном слое поверхности катания.

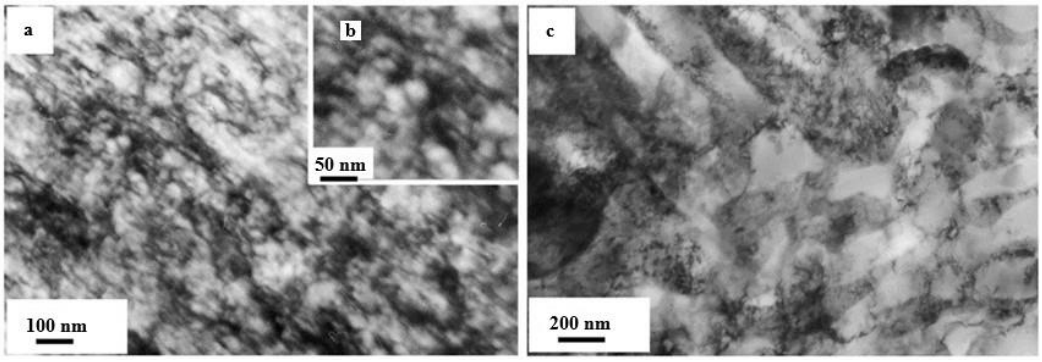


Рисунок 3 – Электронно-микроскопические изображения структуры, формирующейся после пропущенного тоннажа 1411 млн. т брутто, в поверхностном слое рабочей выкружки (а, б) и поверхности катания (в).

3) Одновременно с разрушением колоний перлита в исследуемой стали снижается объемная доля цементита до 4.9 % в поверхностном слое относительно 11.2 % в слое, расположенном на глубине 10 мм (пропущенный тоннаж 691, 8 млн. тонн).

Увеличение пропущенного тоннажа до 1411·и 1770 млн. тонн интенсифицирует процессы изменения структурно-фазовых состояний металла рельсов. Деформационный наклеп металла поверхностного слоя на глубину до 200 мкм при 1411 млн. тонн приводит к увеличению в 1.5 раза относительно исходного состояния скалярной и избыточной плотности дислокаций [2].

Известно, что углерод, в структуре стали может находиться в твердом растворе на основе α- и γ-железа (на позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Максвелла), на межфазных (карбид – матрица) и внутрифазных (границы зерен, пакетов и кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита) границах, в частицах карбидной фазы . Количество углерода в твердых растворах на основе α- и γ-железа обычно оценивается по относительному изменению параметра кристаллической решетки этих фаз [6]. Оценку количества углерода в карбидных частицах проводят исходя из химического состава карбида, типа кристаллической решетки и объемной доли частиц карбидной фазы в стали [2, 4, 7]. Для оценки количества углерода, расположенного на дефектах, используют косвенные методы (внутреннее трение и микрорентгеноспектральный анализ).

Оценку относительного содержания углерода на структурных элементах стали осуществляли по выражениям, приведенным в табл. 1. Результаты выполненных оценок представлены в табл. 2. Если в исходном состоянии основное содержание углерода соответствует частицам цементита, то после эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен), а в поверхностном слое стали углерод обнаруживается и в кристаллической решетке α-железа.

Таблица 1 – К методу анализа распределения углерода в стали

| Места расположения углерода | Оценочные выражения | Литературный источник |
|---|---|---|
| Твердый раствор на основе α-железа | $\Delta C_\alpha = \Delta V_\alpha \frac{a_\alpha - a_\alpha^0}{39 \pm 4} 10^3$ | [2, 7] |
| Частицы карбидных фаз | $\Delta C(Fe_3C) = 0{,}07 \cdot \Delta V_i$ | [2, 5] |
| Элементы дефектной структуры | $\Delta C_д = C_0 - \Delta C_\alpha - \Delta C(Fe_3C)$ | [2, 5] |
| Примечание: $\Delta V_\alpha$, $\Delta V_i$ – объемная доля α-железа и карбидных фаз; $a_\alpha = 0{,}28782$ – текущий параметр решетки α-фазы; $a_\alpha^0 = 0{,}28668$ нм; $C_0$ – среднее содержание углерода в стали | | |

Таблица 2 – Распределение атомов углерода в структуре рельсов

| **Пропущенный тоннаж 691,8 млн. т брутто** | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Структурный элемент** | **Концентрация углерода, вес. %** | | | | | |
| | **Расстояние до поверхности катания** | | | **Расстояние до поверхности выкружки** | | |
| | **0 мм** | **2 мм** | **10 мм** | **0 мм** | **2 мм** | **10 мм** |
| Частицы цементита | 0,33 | 0,71 | 0,75 | 0,58 | 0,65 | 0,75 |
| Кристаллическая решетка α-Fe | 0,0284 | 0,0 | 0,0 | 0,0284 | 0,0 | 0,0 |
| Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы) | 0,3916 | 0,04 | 0,0 | 0,1416 | 0,1 | 0,0 |
| **Пропущенный тоннаж 1411 млн. т брутто** | | | | | | |
| Частицы цементита | 0,50 | 0,64 | 0,74 | 0,34 | 0,62 | 0,73 |
| Кристаллическая решетка α-Fe | 0,0015 | 0,0 | 0,0 | 0,0015 | 0,0 | 0,0 |
| Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы) | 0,24 | 0,10 | 0,0 | 0,4 | 0,12 | 0,01 |
| **Пропущенный тоннаж 1770 млн. т брутто** | | | | | | |
| Частицы цементита | 0,31 | 0,58 | 0,73 | 0,21 | 0,25 | 0,68 |
| Кристаллическая решетка α-Fe | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,0 |
| Дефекты структуры стали (дислокации, субграницы, границы) | 0,44 | 0,17 | 0,02 | 0,54 | 0,50 | 0,07 |

Из таблицы 2 также следует, что процессы эволюции/деградации карбидной фазы и перераспределения атомов углерода наиболее интенсивно реализуются в поверхностных слоях до 2 мм. Увеличение пропущенного тоннажа в интервале 691,8 – 1411 – 1770 млн. тонн также сопровождается заметным перемещением атомов углерода на дефекты структуры стали в рабочей выкружке по сравнению с поверхностью катания.

Увеличение пропущенного тоннажа до 1770 млн. тонн сопровождается значительным фрагментированием структуры зерен и приводит к формированию локальных участков, не способных далее обеспечивать развитие релаксационных процессов (формируется так называемая критическая структура [8]). Такая критическая структура является местом последующего зарождения областей вязкого разрушения материала.

Приведенные выше результаты позволяют предполагать, что разрушение металла рельсов в первую очередь будет протекать именно в поверхностном слое рабочей выкружки, где уже после 1411 млн. тонн наблюдается формирование наноразмерной субзеренной структуры.

Формирование подобной критической структуры будет завершаться зарождением микротрещин по усталостному механизму и выходу рельсов из строя. По этой причине, повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет как можно более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключающих разрушение цементитных пластин, перемещения атомов углерода на дефекты решетки альфа-железа.

*Заключение.*

Методами современного физического материаловедения проведен сравнительный анализ изменения структурно-фазового состояния и дефектной субструктуры по различным направлениям на глубине до 10 мм в головке длинномерных дифференцированно закаленных рельсов после различных сроков экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 691,8; 1411 и 1770 млн. тонн брутто.

Выявлено существенное преобразование структурно-фазового состояния зерен пластинчатого перлита, сопровождающееся разрушением пластин цементита путем их разрезания движущимися дислокациями и путем растворения с уходом углерода из решетки цементита на линии дислокаций, малоугловые и большеугловые границы. Установлено, что преобразование структуры пластинчатого перлита протекает более интенсивно в поверхности выкружки по сравнению с поверхностью катания. В наибольшей степени это наблюдается в по-

верхностном слое, где формируется фрагментированная структура и выделяются наноразмерные частицы цементита.

При наработке 1411 млн. тонн размеры фрагментов феррита в поверхностном слое выкружки изменяются в пределах 30-40 нм, а в поверхностном слое поверхности катания – 150-300 нм. Относительное содержание зерен с фрагментами составляет 25 % в поверхностном слое выкружки и 15 % в поверхностном слое поверхности катания.

При пропущенном тоннаже 11770 млн. тонн в поверхностном слое пластинчатый перлит практически разрушен. Показано, что экстремально длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенным перераспределением атомов углерода в поверхностных слоях толщиной до 10 мм. В исходном состоянии основное количество атомов углерода сосредоточено в частицах цементита, а после экстремально длительной эксплуатации рельсов местом расположения углерода, наряду с частицами цементита, являются дефекты кристаллической структуры стали (дислокации, границы зерен и субзерен). Отмечено, что процессы перераспределения атомов углерода наиболее интенсивно происходят в поверхностных слоях до 2 мм. Увеличение пропущенного тоннажа сопровождается заметным перемещением атомов углерода на дефекты структуры в рабочей выкружке по сравнению с поверхностью катания.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-32-60001).*

Библиографический список

1. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuriev A.B., Morozov K.V. Microstructure of Quenched Rails. – Cambridge, CISP Ltd. 2016. – 153 p.

2. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation. – Materials Research Forum LLC. 2021. – 193 p.

3. Zuo J.M., Spence J.C.H. Advanced Transmission Electron Microscopy. – New York: Springer. 2017. – 729 p.

4. Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. – Basel: Springer International Publishing. 2016. – 196 p.

5. Carter C.B., Williams D.B. Transmission Electron Microscopy. – Berlin: Springer International Publishing. 2016. – 518 p

6. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука. 1977. – 236 с.

7. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon // Trans. Met. Soc. AIME. 1967. V. 239. No. 11. P. 1818–1820.

8. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия. 1986. – 224 с.

УДК 669.71.017

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ СИЛУМИНОВ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КРЕМНИЯ И МЕДИ

**Попова М.В.[1], Жибинова И.А.[2], Прудников А.Н.[1]**

***[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, m.v.popova@mail.ru***
***[2]Кузбасский гуманитарно-педагогический институт КемГу, Новокузнецк, Россия***

***Аннотация.*** *Представлены результаты исследований влияния легирования медью в количестве 2–60 % на температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) сплавов*