DOI *10.18454/PMI.2016.5.724*

УДК 669.017

ПЛОЩАДКИ НА КРИВЫХ ТВЕРДОСТИ ОТОЖЖЕННЫХ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ~0,5 % С КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ФАЗЫ ~$Fe_{42}C$

К.Ю.ШАХНАЗАРОВ, Е.И.ПРЯХИН
Санкт-Петербургский горный университет, Россия

В статье приведены многочисленные экспериментальные данные различных исследователей по зависимости твердости отожженных доэвтектоидных сталей от процентного содержания углерода. Помимо классического измерения твердости по Бринеллю, приведены данные твердости по Джагару, Шору, по ширине черты на склерометре Мартенса, по потере веса при шлифовании на наждачной бумаге.

Установлено замедление темпа роста твердости при 0,5 % С, так называемые «площадки». Такие же площадки на кривых свойств установлены Н.С.Курнаковым вблизи промежуточных фаз $FeAl_3$, Pb_3Na, Cu_3Zn, что позволяет аналогично декларировать фазу ~$Fe_{42}C$ в системе железо – углерод.

При ~0,5 % С твердо установлены наблюдаемые при наличии промежуточных фаз аномалии свойств (магнитная восприимчивость, электросопротивление, плотность, вязкость и др.) расплавов и аустенита. Их производной является феррито-цементитная смесь, которая в силу экспериментально установленной металлургической наследственности может наследовать аномалии свойств родительской фазы. Для описываемых трех состояний (расплав, аустенит, смесь фаз) аномалии свойств при ~ 0,5 % С нужно кратко обозначить, приписав, например, формулу промежуточной фазы ~$Fe_{42}C$.

У предполагаемой фазы ~$Fe_{42}C$ есть своеобразный аналог в системе In-Zn, состоящей из эвтектической смеси чистых In и Zn, образующих со своей кристаллической решеткой фазу $InZn_8$, которая находится подобно фазе ~$Fe_{42}C$ под изгибом ликвидуса.

Ключевые слова: твердость, промежуточная фаза, кристаллическая решетка, эвтектика, феррит, перлит, цементит.

***Как цитировать эту статью*:** Шахназаров К.Ю. Площадки на кривых твердости отожженных доэвтекоидных сталей при ~0,5 % С как следствие наличия промежуточной фазы ~ $Fe_{42}C$ / К.Ю.Шахназаров, Е.И.Пряхин // Записки Горного института. 2016. Т.221. С.724-729. DOI 10.18454/PMI.2016.5.724

Введение. Профессор П.Я.Сальдау, коллега Н.С.Курнакова по Горному институту, исследуя твердость и электросопотивление, пришел к выводу: «Отсюда следует заключить, что прямолинейная схема не применима для характеристики железа и стали в отожженном состоянии» [21, с.122]. Между тем, в учебниках [10, с.131; 18, с.224] приводится линейная зависимость твердости закаленных и отожженных доэвтектоидных сталей от содержания углерода. Для закаленных сталей есть иная версия: почти площадка на кривой твердости при % С > ~0,5 (или ~0,6) [9, с.192, 193] (рис.1).

Менее известны площадки на кривых твердости отожженных сталей, поскольку они противоречат закону Курнакова о линейном (аддитивном) изменении свойств сплавов-смесей и здравому смыслу, отраженному в следующей формулировке: «Увеличение содержания углерода (количества перлита) приводит к повышению твердости и прочности стали [2, с.136]. (Кстати, предел текучести имеет максимум при ~0,55 % С, т.е. сингулярную точку, характерную для промежуточных фаз).

На основании обзора многочисленных экспериментальных данных разных исследователей в статье показано, что твердость отожженных сталей (вопреки бытующему мнению) не подчиняется правилу аддитивности для сплавов-смесей. Дано объяснение площадкам при ~0,5 % С на кривых твердости отожженных сталей при наличии промежуточной фазы ~$Fe_{42}C$.

Обсуждение. Покажем площадки на кривых твердости отожженных доэвтектоидных сталей на следующих примерах:

1. Согласно исследованиям П.Я.Сальдау (1916 г.) после отжига при 700 °С на зернистый цементит при 0,45-0,54 % С резко замедляется темп роста твердости НВ: у сталей с 0,35; 0,45; 0,54; 0,63; 0,81 и 0,89 % С она составляет 97,70; 119,50; 122,50; 129,20; 146,09 и 185,15 [21, с.142] соответственно (рис.1).

2. По данным Бойтона (1906 г.) при 0,48-0,68 % С на кривой твердости по Джаггару HJ (оценивается числом оборотов при высверливании алмазным острием лунки определенного размера) резко замедляется темп роста при увеличении содержания углерода: при 0,2; 0,35; 0,45; 0,48; 0,58; 0,68; 0,86 и 0,91 % С она составляет 842; 1745; 1957; 2046; 2090; 2147; 3129 и 3994 [23, с.120] соответственно (рис.2).

3. Согласно Сальдау (1916 г.) после отжига при 105 °С на пластинчатый цементит замедляется темп роста НВ при 0,54-0,63 % С (сталь с 0,45 % С не исследована): у сталей с 0,35; 0,54; 0,63; 0,81 и 0,89 % С твердость составляет 95,51; 132,62; 142,05; 165,01 и 210,97 [21, с.122] соответственно.

4. По данным К.Бенедикса (1904 г.) НВ сталей с 0,45 и 0,55 % С практически одинакова – 179 и 183 [21, с.120] (см. рис.1).

DOI 10.18454/PMI.2016.5.724

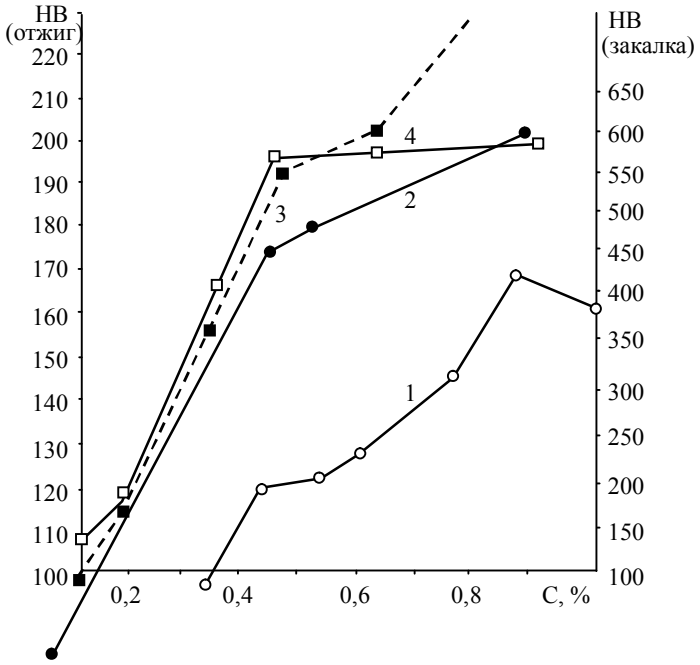


Рис.1. Зависимость твердости от содержании углерода в отожженных и закаленныхсталях
1, 3 – твердость после отжига (по Сальдау); 2 – после отжига по Бенедиксу; 4 – после закалки по Бринелю

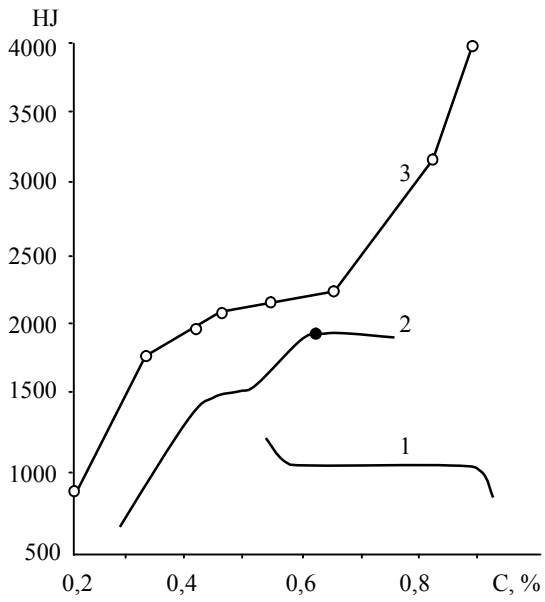


Рис.2. Зависимость твердости от содержании углерода в отожженных сталях
1 – твердость по ширине царапины на склерометре Мартенса; 2 – НВ по Робину; 3 – HJ по Джаггару

5. По данным Ф.Робина (1911 г.) при 0,4-0,5 % С заметно снижается темп роста НВ [17, с.749].

6. По данным Ф.Робина (1911 г.) на зависимости ширины штриха от царапания отчетливая площадка при >0,6 % С [17, с.749] (такая же отчетливая, как на кривых HRC – % С у закаленных сталей [9, с.192, 193] (см. рис.1).

7. Согласно Вальбергу (1901 г.), у «свободно охлажденных на воздухе» поковок сталей с 0,4-0,9 % С прирост твердости НВ в интервале 0,6-0,65 % С составил единицу, в остальных интервалах (через каждые 0,05 % С) – значительно больше» [23, с.808].

8. Твердость, измеренная по ширине черты на склерометре Мартенса, после отжига и закалки от 750; 850 и 950 °С при 0,65 % С такая же, как и при 0,5 % С [25, с.566] (рис.2).

Этот результат исключает, на наш взгляд, причастность «металлографической структуры» к характеру изменения твердости, точнее – к площадкам на кривых при ~0,5 % С. На основании этих площадок на кривых твердости и пользуясь методом аналогии, можно декларировать промежуточную фазу ~$Fe_{42}C$ (~0,5 % С), исходя из показанной Курнаковым (1918-40-е годы) почти неизменности свойств вблизи соединений ~$FeAl_3$ [15, с.543], ~Pb_3Na [15, с.469] и ~Cu_3Zn [15, с.39].

Понятие фаза $Fe_{42}C$ является всего лишь «удобным обозначением» [27, с.109] качественных изменений структуры и свойств расплава, аустенита, феррита и мартенсита при ~ 0,5 % С, нашедших отражение даже в учебниках [3, 11].

Феррито-цементитные смеси левее и правее точек *B* и *O* (0,5 % С) диаграммы Fe-C геналогически неравноценны, что очевидно. Незнание механизма передачи наследственных признаков от расплава аустениту, а затем смеси фаз не отменяет значение генеалогии, которую Э.Гудремон для сплавов Fe-Cr акцентировал так: «Высокие значения магнитной восприимчивости… соответствуют… границе составов, начиная с которой… от точки плавления до комнатной температуры присутствуют только объемноцентрированные α-твердые растворы» [9, с.702].

Претензии на введение в обиход декларируемой фазы следует рассматривать с учетом наблюдения М.Хансена: «Промежуточная фаза может обладать выраженными химическими свойствами, подобными свойствам типичных соединений, не будучи по характеру своей кристаллической структуры соединением» [26, с.377].

Перечисленные аномалии твердости являются частным случаем, бледной копией вопиющих нарушений правила аддитивности (закона Курнакова) в других эвтектических и эвтектоидных смесях, которыми занимались безрезультатно, на наш взгляд, Н.С.Курнаков [9, с.59; 77], А.А.Бочвар, И.И.Корнилов, Е.М.Савицкий и др. Поэтому строгое выявление природы аномалий вряд ли возможно, в отличие от дискуссий по ним, предполагающих иное толкование имеющихся фактов, а не их отрицание.

DOI 10.18454/PMI.2016.5.724

Доводом в пользу наличия фазы $Fe_{42}C$ могут быть:

• Минимальная чувствительность стали с 0,47 % С к динамическому индентированию: по отношению к статическому у сталей с 0,17; 0,22; 0,47; 0,63; 1,06 и 1,16 % С составляет 1,24; 1,18; 1,15; 1,25; 1,29 и 1,31 [5, с.537] соответственно.

• Отсутствие чувствительности НВ к форме цементита: при ~0,45 % С пересекаются кривые твердости сталей с пластинчатым и зернистым перлитом [21, с.142). Это подмечено Сальдау, но не обсуждается в контексте настоящей статьи.

Для подобной минимальной или отсутствию чувствительности ко второму влияющему фактору (скорости индентирования, форме цементита) первым является % С – необходим иерархически более высокий, сильный, доминирующий фактор. Таким фактором может быть химический состав, отвечающий «самостоятельному индивиду» [15, с.547] – промежуточной фазе $Fe_{42}C$.

Примером такого доминирующего фактора может служить химический состав сплава с ~23 % Ni в системе Fe-Ni, коэффициенты линейного расширения которого при температурах от 500 до 900 °С строго одинаковы – все пять кривых пересекаются в одной точке [6, с.804]. Этот сплав близок к спорной фазе Fe_3Ni с точкой Курнакова ~ 320 °С.

Другим примером является пересечение четырех очень разных по форме кривых вязкости расплавов сталей с 0,001-0,006 % кислорода при 0,2 % С [11, с.106]. Поэтому такое содержание углерода называют «критическим» для расплавов [11, с.106]. Оно отвечает перитектической точке *J* и мощным эффектам на кривых свойств расплавов, какие имеют место и при ~0,5 % С (перитектическая точка *B*).

Третьим примером является изгиб и единственное касание двух кривых (отсутствие разницы) электросопротивления литых и отожженных сплавов при составе, отвечающем инконгруэнтно плавящейся фазе $AuSb_2$ [7, с.256]. Эта фаза интересна тем, что ликвидус в ее окрестностях [7, с.253] напоминает ликвидус у точки В системы Fe-C. Если, следуя Д.К.Чернову, провести вертикаль при 0,5 % С [10, с.114], то картинка у конца перитектической горизонтали (точка В) в системах Au-Sb и Fe-C будет одинакова.

«Простая углеродистая сталь изнашивается не обратно пропорционально содержанию углерода… При шлифовании на наждачной бумаге минимальная потеря в весе наблюдается при 0,4 % С» [19, с.124].

Первый вывод Ф.Робина означает неприемлемость оперирования долями феррита и цементита при объяснении кривых твердости. Н.А.Минкевич второй вывод назвал «трудно объяснимым», но не обратил внимание на замедление роста НВ при ~0,4-0,5 % С, площадку на кривой ширины штриха от царапания при >0,6 % С, явный изгиб кривой твердости по Шору при ~0,4 % С, хотя все четыре кривых Робина для отожженных сталей привел в своем обзоре [17, с.749].

На всех четырех кривых при 0,5 ± 0,1 % С есть аномалии, что может свидетельствовать о наличии промежуточной фазы при этом содержании углерода. Наименее выразительна аномалия на кривой НВ – % С.

Таким образом, статическое индентирование не очень полезно для выявления аномалий, но вредно для практики, что поясним двумя примерами.

Утверждение, «что наибольшей износоустойчивости отвечает наиболее высокая твердость … не носит характера закона» [8, с.292].

После отпуска при 260 °С закаленных сталей с 0,12; 0,34; 0,58 и 0,8 % С потеря массы (в граммах на 100000 кгм работы) составила 1,5; 0,4; 0,12 и 0,08, а твердость HRC – 32; 47; 50 и 60 соответственно [13, с.258]. Таким образом, увеличение твердости на HRC3 (50 – 47 = 3) повысило износостойкость в 3 раза, а на HRC10 (60 – 50 = 10) – в 1,5 раза.

Вредность метода индентирования Ф.Робин сформулировал так: «В тех случаях, когда твердый структурный элемент окружен весьма вязким, результаты испытания твердости методом шлифования и методом проникновения оказываются диаметрально противоположными» [19, с.125].

Странно, что Робин не высказал суждения об установленных им четырех аномалиях при 0,5 ± 0,1 % С, в начале прошлого века он считался «одним из наиболее продуктивных авторов» [20, с.222], а его нетривиальные суждения о превращениях в железе и стали ниже A_1 заслуживают отдельного рассмотрения.

Четко детерминировать фазу $Fe_{42}C$ вряд ли удастся, как это не получилось и с Fe_3C: «До сих пор однозначно не выявлена природа даже наиболее простого карбида – цементита [12, с.27]. Таким образом, единство взглядов относительно диаграммы Fe-C отсутствует» [12, с.27].

Упомянутые фазы из работ Курнакова тоже не удалось строго детерминировать:

• «Пока следует сохранить формулу $FeAl_3$ в качестве удобного обозначения» [27, с.109]. Курна-

DOI 10.18454/PMI.2016.5.724

ков эту фазу отрицал, отмечая большую хрупкость образцов («давали трещины и лопались» [15, с.546]) при индентировании. (Кстати, мартенсит катастрофически хрупок при > 0,5 % С, когда начинается площадка на кривой твердости. Хрупкость не ослабляется, хотя появляется в структуре остаточный аустенит).

• «Интервал гомогенности не включает состава $NaPb_3$… положение и протяженность этой фазовой области исследовались методами термического и рентгеновского анализов и путем измерения электросопротивления и твердости. Однако полученные результаты значительно расходятся» [28, с.1057].

• «Упорядочение атомов компонентов вблизи стехиометрических составов Cu_9Zn и Cu_3Zn» [1, с.70] не признается не только в учебниках, но и в специализированной монографии [3]. В [28, с. 696, 697] фаза Cu_3Zn упоминается как возможная или предполагаемая.

Все сказанное о $FeAl_3$, $NaPb_3$ и Cu_3Zn можно отнести, включая площадки на кривых свойств, и к Au_3Cu [16, с.205; 7, с.94], хотя «система Cu-Au стала излюбленным объектом для экспериментального и теоретического исследования» [27, с.219; 7, с.114-123].

Столь большое внимание к описанным фазам считаем оправданным, так как бытует иногда мнение, что существуют надежные и простые методы обнаружения промежуточных фаз. Если бы это было так, то на многие диаграммы не были бы нанесены фазы со значками «?» или ??». Кстати, далеко не все промежуточные фазы можно классифицировать [16, с.12].

Упомянутые в настоящей работе фазы $Fe_{42}C$, $FeAl_3$, Pb_3Na, Au_3Cu, Cu_3Zn и Fe_3Ni находятся вблизи изгибов ликвидуса [19, с.128; 15, с.535; 28, с.1057; 26, с.219, см. экспериментальные точки Робертса-Аустена (1900 г.); 3, с.13; 16, с.124] соответственно. Значение этого обстоятельства поясним цитатой: «Форма линии ликвидуса и в сплавах железа с углеродом несомненно является одним из факторов…[12, с.27].

Усилим значение ликвидуса названием статьи Курнакова (1901 г.): «Нахождение состава определенных соединений в сплавах по методу плавкости» [15, с.19] и его же графическими иллюстрациями взаимосвязи изгибов ликвидуса с соединениями [15, с.6, 16, 28, 29, 32, 112 и др.]. На с.29 и 32 [15] иллюстрации напоминают окрестности точки *B* (~0,5 % С) диаграммы Fe-C. Поэтому вблизи нее нет оснований исключать инконгруэнтно плавящуюся фазу ~$Fe_{42}C$. В других системах их не большое, а огромное число.

Потребность во введении понятия «фаза ~$Fe_{42}C$» обусловлена многочисленными аномалиями структуры и физических свойств при ~0,5 % С и желанием дать хоть какое-то наполнение загадочному наблюдению Сальдау: «Физические свойства стали зависят не только от состава, но, быть может, еще больше и от физического состояния вещества» [22, с.54]. К такому итогу пришел Сальдау – исследователь школы Курнакова, изучавший не только стали, но и цветные сплавы [22].

В работе, представленной к печати А.А.Бочваром, площадки на кривых твердости цветных сплавов привязаны к «концентрации, отвечающей составу перитектической точки» [14, с.117], и подчеркнута «неприемлемость…использования правила аддитивности для оценки свойств смеси фаз, образующейся при перитектической кристаллизации» [14, с.118].

Отметим, что доэвтектоидные стали частично являются продуктом перитектической кристаллизации. Их следует подразделять, на наш взгляд, на до (< 0,5 % С) – и заперитектические (> 0,5 % С), поскольку они генеалогически неравноценны, что совершенно очевидно. Но это уже касается проблемы природы металлургической наследственности.

Таким образом, площадки на кривых твердости наблюдаются не только у сталей, но и у цветных сплавов-смесей. Более того, можно подобрать примеры даже понижения твердости по мере увеличения содержания второго компонента, например, углерода и цинка.

Приведем одно из наблюдений Сальдау: «По данным Бойтона, кривая твердости представляет ломанную линию с переломом в точке, отвечающей 0,58 % С, причем не исключена возможность существования и здесь некоторого максимума» [21, с.129]. Такой же «некоторый максимум» есть при 10,29 % Zn у латуни [15, с.38, 39], т.е. вблизи ~ Cu_9Zn.

Суждения Сальдау о «некотором максимуме» твердости при 0,58 % С могли быть навеяны очень выразительными максимумами электросопротивления у отожженной и закаленной стали с 0,55 % С, которые в 1904 г. установил шведский ученый Карл Бенедикс и которые Сальдау счел необходимым показать в своей работе [23, с.123].

Максимум означает не только сингулярную точку – признак промежуточной фазы, но и нисходящую ветвь, т.е. размягчение. Металлографической структурой – долями феррита и цементита его не объяснить. Нужен иной подход, вариант которого изложен в настоящей статье.

Проведенная в 1916 г. Д.К.Черновым прямая линия при 0,5 % С на диаграмме Fe-C попала не только в учебник [10, с.114], но и даже увековечена на его надгробном памятнике в Ялте. Сальдау

DOI *10.18454/PMI.2016.5.724*

стал, в определенном смысле, соавтором прямой линии при 0,5 % С на диаграмме Fe-C Чернова. Сальдау выражал «искреннюю признательность за оказанное содействие» Н.С.Курнакову, А.А.Байкову, А.Л.Бабошину и П.Геренсу [21, с.148]. В лаборатории в Германии Сальдау работал до Первой мировой войны. Это и определило на наш взгляд, трудно объяснимое – Сальдау не акцентировал аномалии при ~0,5 % С ни в 1916 г. [21], ни в 1952 г. [22], хотя можно насчитать почти два десятка аномалий свойств в его работах.

Полагаем, причина в том, что, будучи представителем школы Курнакова, Сальдау должен был тяготеть к увязыванию аномалий свойств с критическими точками. Так, вся его работа [21] посвящена обоснованию связи аномалий свойств при 0,89 % С с эвтектоидной точкой *S*. Для Сальдау не существовало критической точки при 0,5 % С, поскольку на построенном в 1914 г. с Геренсом стальном нижнем угле диаграммы Fe-C точка О экспериментально обоснованно расположена при ~0,35 % С [22, с.43, 57; 24, с.107]. (Кстати, у Чернова точка О находится при ~0,35 % С [10, с.114; 24, с.25]).

Сальдау мог знать, что на впервые (1914 г.) построенном Р.Руером (соавтором Геренса) перитектическом угле точка *B* находилась при ~0,35 % С [24, с.207, 210]. Таким образом, и с этой точкой нельзя было связать совершенно очевидные для Сальдау аномалии свойств при ~0,5 % С.

Точка *B* на немецкой официальной диаграмме 1948-49 гг. продолжала оставаться при 0,35 % С, а на советской и американской – при ~0,5 % С [24, с.207, 210]. Если Сальдау в 1952 г. и знал о первой и третьей, то вполне мог сделать вывод в пользу немецкой диаграммы, поскольку был этническим немцем и когда-то работал в Германии.

Эту проблему – 0,5 или 0,35 % С вряд ли удастся разрешить, пока не устранена «несогласованность результатов исследований; совершенно аналогичные эксперименты, производимые двумя группами исследователей, вели к разным выводам» [24, с.239].

Подобная «несогласованность результатов» наблюдается и в системе Cu – Sn: «несмотря на особенно подробные исследования… в отношении фазовых границ существуют еще большие расхождения» [26, с.604]. Систему Cu-Sn изучали исследователи, фамилии которых стали в металловедении нарицательными – Матиссен, Ле Шателье, Шарпи, Хансен, Робертс-Аустен [26, с.614]).

С именем Сальдау связано еще весьма примечательное: Курнаков, совместно с Н.В.Агеевым и С.А.Погодиным, опровергает в работе 1928 г. закон Курнакова для эвтектических смесей (1908 г.), ссылаясь на работу [21], как на пример «отступления … от диаграммы свойств, установленных теоретически Н.С.Курнаковым и С.Ф.Жемчужным» [15, с.77].

Заключение. Собранные и полученные П.Я.Сальдау данные можно замолчать, а можно использовать для корректировки представлений о якобы аддитивном изменении твердости отожженных доэвтектоидных сталей. Большинству этих данных около века. Поэтому они ценнее, если следовать наставлению А.А.Бочвара: «На первый взгляд создается впечатление, что старые работы расходятся с новыми… появляется желание отдать предпочтение новым данным… нельзя из этого сделать общее заключение о большей верности новых…» [4, с.194].

ЛИТЕРАТУРА

1. *Айтхожина Э.С.* Пластичность деформированных латуней / Э.С.Айтхожина, А.А.Пресняков, Р.Б.Аиманова. В кн. Свойства меди и ее сплавов. Алма-Ата: Наука, 1969. С.70-75.

2. *Бабич В.К.* Деформационное старение стали / В.К.Бабич, Ю.П.Гуль, И.Е.Долженков. М.: Металлургия, 1972. 280 с.

3. *Бауэр О.* Строение медноцинковых сплавов / О.Бауэр, М.Ганзен. Свердловск: ОНТИ НКТП, 1937. 120 с.

4. *Бочвар А.А.* Металловедение. М.: Металлургиздат, 1956. 495 с.

5. *Вандышев Б.А.* Определение ударной твердости и постоянных стали / Б.А.Вандышев, Ф.С.Савицкий // Физика металлов и металловедение. 1958. Т.6. №3. С.534-539.

6. *Вол А.Е.* Строение и свойства двойных металлических систем. Т.2. М.: Физматгиз, 1962. 982 с.

7. *Вол А.Е.* Строение и свойства двойных металлических систем / А.Е.Вол, И.К.Каган. Т.3. М.: Наука, 1976. 814 с.

8. *Гольдштейн Я.Е.* Вопросы теории и практики в высокочастотной закалке чугуна. В кн. Термическая обработка металлов. М., Свердловск: Машгиз, 1950. С.273-302.

9. *Гудремон Э.* Специальные стали. В 2-х т. Т.1. М.: Металлургия, 1959. 952 с.

10. *Гуляев А.П.* Металловедение. М.: Металлургия, 1966. 480 с.

11. Жидкая сталь / Б.А.Баум, Г.А.Хасин, Г.В.Тягунов и др. М.: Металлургия, 1984. 208 с.

12. Заэвтектическая часть диаграммы состояния железо-углерод / А.А.Вертман, В.К.Григорович, Н.А.Недумов и др. // Литейное производство. 1965. №2. С.27-33.

13. *Конвисаров Д.В.* Износ металлов. М., Л.: ГОНТИ НКТП, 1938. 304 с.

14. *Корольков А.М.* Твердость некоторых перитектических сплавов в функции состава, структуры и температуры // Известия АН СССР. ОТН. 1954. С.114-123.

15. *Курнаков Н.С.* Избранные труды. В 3-х т. Т.2. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 611 с.

16. *Лившиц Б.Г.* Физические свойства металлов и сплавов. М.: Машгиз, 1959. 368 с.

17. *Минкевич Н.А.* Методы определения твердости металлов // ЖРМО. 1911. № 6. Ч.1. С.731-768.

18. *Новиков И.И.* Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 329 с.
19. *Робин Ф.* Изнашиваемость стали и сопротивление ее раздавливанию // ЖРМО. 1911. № 1. Ч.2. С.122-129.
20. *Робин Ф.* Явление распределения структуры закаленного состояния сплавов в виде игол // ЖРМО. 1913. № 3. Ч.2. С.222.
21. *Салдау П.Я.* Особые свойства эвтектоидной стали // ЖРМО. 1916. № 3-4. Ч.1. С.112-148.
22. *Сальдау П.Я.* Метод электропроводности при высоких температурах. М., Л.: Изд-во АН СССР, 1952. 207 с.
23. *Сальдау П.* Определение при помощи методов закалки и твердости линии превращения γ-железа в β и α-железа и линии насыщения γ-железа цементитом / П.Сальдау, П.Геренс // ЖРМО. 1914. № 6. Ч.1. С.789-824.
24. *Тыркель Е.* История развития диаграммы железо-углерод. М.: Машиностроение, 1968. 280 с.
25. *Ханнеманн Х.*. Закалка и отпуск гипоэвтектоидных сталей / Х.Ханнеманн, Р.Кухнель // ЖРМО. 1913. № 5. Ч.2. С.565-567.
26. *Хансен М.* Структуры двойных сплавов. В 2-х т. Т.1. М.: Металлургиздат, 1941. 640 с.
27. *Хансен М.* Структуры двойных сплавов / М.Хансен, К.Андерко. В 2-х т. Т.1. М.: Металлургиздат, 1962. 608 с.
28. *Хансен М.* Структуры двойных сплавов / М.Хансен, К.Андерко. В 2-х т. Т.2. М.: Металлургиздат, 1962. 1488 с.

Авторы: **К.Ю.Шахназаров,** *канд. техн. наук, доцент, karen812@yandex.ru* (*Санкт-Петербургский горный университет*, *Россия*), **Е.И.Пряхин,** *д-р техн. наук, профессор, mthi@spmi.ru* (*Санкт-Петербургский горный университет*, *Россия*).
Статья принята к публикации 01.06.2016