

РАСЧЕТНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ И УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.

Венец Ю.С.

// Труды 3-й международной научно-технической конференции
«Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования МЕТАЛЛДЕФОРМ – 2009(Самара, СГАУ, 3-5 июня 2009г.» Т.1.

Самара: издательство учебной литературы, - 2009, - С.21-30

CJSC «CENTRAVIS PRODUCTION UKRAINE»

АННОТАЦИЯ: Предложен новый метод для расчета механических свойств материалов по закону Кулона на примере теоретического значения прочности железа и фактических для основных структур литых сталей, для которых в ряду аустенит с равноосной или дендритной макроструктурой, феррит, перлит, бейнит, мартенсит высказана причина их структурных превращений как добавление в трехосевой системе координат или троичном исчислении одной внутриатомной связи в ряду от $6/3$ до $11/3$. Для указанных структур определены направления силы Кулона и направления их проекций в начале растяжения и при разрыве материала, а также направления связей в аустените и феррите железа и указаны принимающие в их формировании d-подорбитали. Показано производность дислокационной плотности от количества атомов в зерне и скорости света. На примере аустенитных сталей на основе твердого раствора в различных состояниях показано, что метод позволяет неразрушающим способом определять средний диаметр зерна и плотность дислокаций по замеру твердости и химическому составу.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: Микро-и макроструктура, пределы текучести и прочности, закон Кулона, уравнение Холла-Петча.

«Днепропетровской школе высокоазотистых сталей посвящается»

1. Введение.

Контроль механических свойств изделий из стали является основой проверки ее конструкционной надежности как при изготовлении, так и при использовании. В первом случае это возможно обеспечить натурными исследованиями, обеспечив технологический запас изготавливаемого материала для последующих способов контроля, как правило разрушающего. Однако при оценке надежности эксплуатировавшегося изделия, как правило не единичного, а являющегося составной частью исследуемой конструкции, различные их участки могут изменить свои свойства различным образом. Но даже при наличии их на удовлетворительном уровне разрушающий контроль части изделия делает невозможным его дальнейшую эксплуатацию. Известные методы неразрушающего контроля как ультразвуковой, токовихревой и т.п. занимают какой-то срок и зачастую не всегда доступны.

При этом до настоящего времени не вызывает сомнения проверенная на многочисленных опытных данных функциональная взаимосвязь анализируемых прочностных характеристик стали от микроструктурных факторов как размер зерна и плотность дислокаций, зависящих в свою очередь от атомного строения основы, легирования, а также технологических параметров – кристаллизации, деформации и термообработки. При этом в анализе рабочих коэффициентов этих функций для практических расчетов ограничиваются, в основном, корреляционными зависимостями от многих факторов, основные из которых легирование, степень деформации и термообработка[1,2].

Для установления коррелятивной связи на более глубоком уровне между особенностями электронного строения изолированных атомов, микроструктурой и свойствами вещества до настоящего времени сформулировано большое количество модельных представлений. При этом при попытке объяснить свойства объединений атомов в компактное твердое тело столкнулись с определенными трудностями в связи с тем, что при этом хорошо изученная энергетическая структура электронов изолированных атомов претерпевает существенные изменения[1].

В расчетах предела текучести малодеформированной коррозионноустойчивой аустенитной стали учитывалась справедливость закона Кулона для взаимодействий ядер и электронных оболочек атомов стали[3] без внимания на микроструктуру металла, а расчеты предела текучести металлических и неметаллических монокристаллов на основе законов Кулона и Гука в работе [4] не применимы для расчета в структурах реальных сталей.

Противоречия упомянутых моделей нивелированы в данной статье.

2. Суть модели.

Используя закон Кулона и знания о формировании кристаллической решетки атомами металлов, отдающих электрон для образования межатомной металлической связи, ранее методом итераций определена формула для расчета предела текучести аустенитной стали $\sigma_{0,2}^P$ 3:

$$\sigma_{0,2}^R = \frac{\frac{2}{5} \cdot \frac{1}{2} \cdot K}{4 \cdot \pi^2 \cdot \epsilon_0} \cdot \frac{(e \cdot \sum q_i \cdot i)^2}{(\sum r_i \cdot i)^4} \quad (1)$$

где e – заряд электрона, равный $1,602 \cdot 10^{-19}$, Кл;

ϵ_0 – магнитная проницаемость вакуума, равная $8,854 \cdot 10^{-12}$, Ф/м;

q_i – доля заряда i -го элемента, принимаемая в расчет;

r_i – радиус атома i -го элемента;

i – атомная доля i -го элемента;

K – проекционный множитель.

Для расчета взята пара соседних атомов, между которыми при растяжении сила Кулона предполагается действующей между внешней электронной орбиталью и ядром атома, то есть на расстоянии радиуса атома. Площадью приложения силы притяжения принимается площадь сечения атома.

Значения q_i и r_i приведены в таблице 1. Значение коэффициента $2/5$ в (1) вытекает из разделения d -орбитали на две подорбитали с 4 и 6 галтелями e_g и t_{2g} соответственно с вероятным участием только первой в формировании предела текучести[3]. Значение коэффициента $1/2$ в уравнении (1) объясняется делением электронной конфигурации γ -железа на две равнозначные подструктуры[5]. Значение проекционного множителя K показывает отличие величины силы Кулона между атомами от ее проекции на направление растяжения решетки. В литом или мало-деформированном аустените множитель K приняли равным 1, полагая, что растяжение в ГЦК-решетке происходит по направлению [110] действия силы Кулона по линии контакта

Таблица 1. Значения коэффициентов q_i и r_i уравнения (1) для различных элементов.

Элемент	Доля заряда	Радиус атома[3], 10^{-10} м.	Элемент	Доля заряда.	Радиус атома[3], 10^{-10} м.
V	$\frac{4}{23}$	1,311	Ti	$\frac{4}{22}$	1,448
Cr	$\frac{2}{24}$	1,249	B	$\frac{3}{5} = \frac{2 \cdot (1+0,5)}{5}$	0,795
Mn	$\frac{2}{25}$	1,367	C	$\frac{5}{6} = \frac{2 \cdot (2+0,5)}{6}$	0,772
Fe	$\frac{1}{26}$	1,241	N	$\frac{14}{7} = \frac{4 \cdot (3+0,5)}{7}$	0,549
Co	$\frac{2}{27}$	1,253	Si	$\frac{2}{14}$	1,176
Ni	$\frac{2}{28}$	1,246	Mo	$\frac{13}{42} = \frac{11+2}{42}$	1,363
Cu	$\frac{4}{29}$	1,278	W	$\frac{27}{74} = \frac{11+2+14}{74}$	1,37

соседних атомов[3]. Значение доли заряда железа объяснимо коллективизацией одного электрона его атомов для формирования электронного газа в решетке. При расчете доли заряда для атомов замещения учитывали общее число электронов в i -элементе(знаменатель) и их отличие от числа электронов в атоме железа, а также отклонение фактической атомной массы от парности количества протонов и нейтронов, соответствующей изменению положения элемента в периодической таблице Менделеева относительно атома железа. Доля заряда атома внедрения i -го элемента рассчитывается как произведение количества электронов на внешней орбитали с количеством окружающих атомов а также суммы произведения с количеством электронов на их полуорбиталях, вступающих в связь с внедренным элементом. Для бора и углерода количество окружающих атомов равно 2, а для азота 4. Это, по-видимому, может свидетельствовать о линейности взаимодействий внедренных атомов бора и углерода и объемности для азота, что вполне можно отнести к объяснению аномальности повышения пределов текучести стали с сохранением уровней сужения и удлинения при легировании азотом по сравнению с легированием углеродом и бором.

Полученные зависимости позволили обосновать изменение предела текучести стали типа 18-10 при легировании различными элементами, экспериментально полученные в работе [6], а также дополнить их путем расчета влияния хрома, никеля и титана как основных легирующих элементов сталей рассматриваемого класса. Справедливость формулы (1) для различных аустенитных коррозионно-стойких сталей приведены в предыдущей работе[3], где подтверждены анализом сходимости расчетных и фактических данных.

Коэффициент К для проката после аустенизации в 1100°C определен как $\sqrt{3/2}$ [3]. Предположили, что его изменение со значения 1 происходит в решетке ГЦК за счет смены направления [110] на направление [111].

Для определения структурного коэффициента в довольно упрочненном состоянии было проанализированы данные 34 образцов с различных пакетов из одной плавки отлитой в слиток стали марки 02X18H10, откованной на заготовку Ø180мм, отпрессованной на размер 95x12,5мм холодно-катанной по принятой на предприятии 5 уменьшающимся маршрутам и примерно одинаковой степенью деформации на каждом до готового размера 20x2,5мм и прошедшей аустенизацию при 1100°C и последующую правку.

Частотное распределение уровня предела текучести от 240 до 343 МПа было «нормальным», что свидетельствует об однородности микроструктуры, при среднем его значении 289МПа, а расчетное значение $\sigma_{0,2}^R$ для литого металла по формуле (1) было 205,2МПа, то есть коэффициент К после упрочнения аустенита без термообработки после упрочнения при правке равен $\sqrt{2}$. Изменение его значения со значения 1 по аналогии с прошедшим аустенизацию деформированным металлом происходит в решетке ГЦК за счет смены направления [110] на направление [100].

Найдем взаимосвязь структурного коэффициента К со структурой стали на примере аустенитной стали типа X18H10 на основе твердого раствора. В таблице 2 исходя из знания учета влияния химического состава металла труб по формуле (1) для аустенитной коррозионностойкой стали в различных состояниях изделий приведены фактические средние значения структурного коэффициента по формуле (1). В качестве наиболее стабильной структуры в зависимости от температуры аустенизации была принята величина в 1060°C[7].

Влияние величины зерна d или количества атомов Nat на структурный коэффициент в комплексе с влиянием химического состава и размеров на прочность, отображено на рис.1 и описывается следующим уравнением.

$$K = \frac{0,00205}{\sqrt{d}} + 0,80 = \frac{54,4}{\sqrt{Nat}} + 0,80, R=0,995 \quad (2)$$

Справедливость зависимости виду Холла-Петча свидетельствует о соответствии размеров зерен и пределов текучести приведенных точек значений, то есть о достоверности приведенных данных.

Количество атомов Nat по длине зерна d аустенита было рассчитано исходя из размера ячейки ГЦК-железа в $3,56 \text{ \AA}$ и количества 4 атомов в ней[8].

При экстраполяции данной зависимости до размеров одного атома коэффициент согласно (2) равен 55,2, что соответствует средней атомной массе анализируемой стали типа X18H10.

Расчет теоретической прочности железа выполнен по формуле:

$$\sigma_B^{\text{ТЕОР}} = \frac{1/2 \cdot 55,85}{4 \cdot \pi^2 \cdot \epsilon_0} \cdot \frac{(e/26)^2}{r_{Fei}^4}, \quad (1')$$

где 55,85 — атомный вес железа.

Таблица 2. Структурные параметры аустенитной стали на основе твердого раствора в различных состояниях.

Состояние металла.	Температура аустенизации, °С.	Средний размер d зерна.		$\frac{1}{\sqrt{d}}$, $\frac{1}{\text{М}^{1/2}}$	$\frac{1}{\sqrt{Nat}}$, $\frac{1}{\text{шт}^{1/2}}$	Плотность дислокаций ρ , $1/\text{см}^2$.	К фактическое.
		Балл по ASTM E112 (ГОСТ 5639)	мкм				
Поковка 02X18Н10 Ø180 из слитка (уков 3,5)	—	3,5	106	97,2	0,0037	$3,12 \cdot 10^7$	1
Центробежно-литая 03X17Г5АН4 или 17X18Н9 с макро-структурой :	Равноосной	—	—	—	—	—	
	Дендритной	—	—	—	—	—	
Центробежно-литая 03X17Г5АН4 + горячая деформация (уков 3,3) → т/о	1050	7	31,6	178	0,0067	$1,91 \cdot 10^9$	$\frac{2}{\sqrt{3}} = 1,155$
Холодная деформация 02X18Н10 → т/о	1060	8	22,4	211	0,0080	$1,06 \cdot 10^{10}$	$\frac{\sqrt{3}}{2} = 1,225$
Холодная деформация 02X18Н10 → т/о → правка(холодная)	1060	10	11,2	299	0,0113	$9,22 \cdot 10^{11}$	$\sqrt{2} = 1,414$

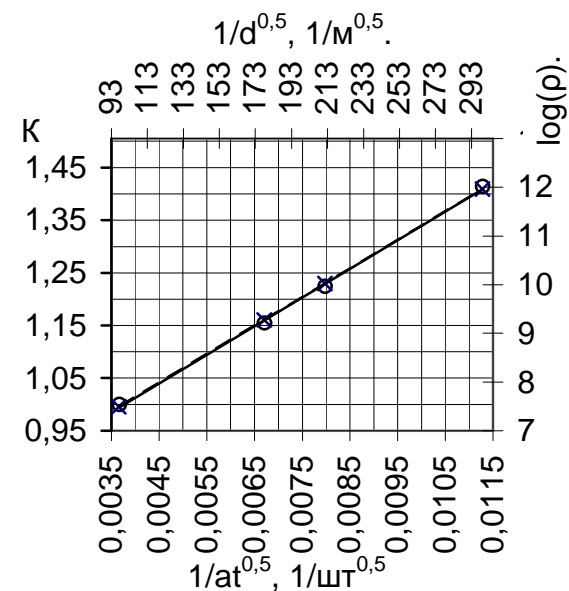


Рис. 1. Зависимость структурного коэффициента (K) в формуле (1) и плотности дислокаций (ρ , $1/\text{см}^2$) от размера зерна (d) или от количества атомов в линейном размере зерна (Nat) для металла с равноосной макроструктурой.
 (o) – опытные данные для K;
 (x) – прогнозные для ρ ;
 (—) и (- -) – аппроксимационные прямые соответственно для K и ρ .

Расчетное значение прочности железа по формуле (1') составляет 12,8ГПа и практически совпадает со значением рассчитанной Я.И. Френкелем теоретической в 13ГПа[8], которое близко к достижению к прочности бездислокационных кристаллов — "усов" железа. Основой таких расчетов было положено значение такого структурно нечувствительного показателя материала как модуль нормальной упругости(модуля Юнга) при сдвиге материала.

Отсутствие коэффициента $2/5$ в (1') можно расценить как принятие во внутриатомных взаимодействиях всех орбиталей атома. Проекционный коэффициент 1 может говорить о действии силы Кулона по направлению разрыва. Значение 55,85 как атомная масса железа и количество его протонов и нейтронов может свидетельствовать о принятии не одним коллективизированным электроном, а всеми протонами ядра в участии в осуществлении связи в бездефектных кристаллах. То есть согласно (2), единичное зерно в структуре стали является моделью единичного атома, то есть бездислокационной структуры. Проекционный коэффициент K модели прочности исходя из этих предпосылок следует, по-видимому, считать и как структурный коэффициент, и как средневзвешенный показатель электронной плотности в структуре группировок протонов, нейтронов и электронов атомов в составе стали, отражающий на квантовом уровне ее структурное состояние.

Проекционные множители для пределов текучести и прочности, направление силы Кулона и ее проекций для основных структур сталей в литом состоянии в ряду: аустенит при равноосной или дендритной макроструктуре, феррит, перлит, бейнит, мартенсит приведены в таблице 3. Их значения пропорциональны соответствующему ряду дробей от $6/3$ до $11/3$ с разницей в числителе на единицу как числа направлений действия внутри атома в трехосевой системе координат решетки куба или же при троичном исчислении.

Значения коэффициентов для сталей были определены из частотного распределения фактических значений пределов текучести и прочности испытательных образцов от порядка сотни труб различных плавок исходя их производственного опыта цеха по производству центробежно-литых труб. Отметим, что структура феррито-перлитной стали 45 в условиях отливки в стационарный слиток в условиях отливки в водоохлаждаемый кокиль после нормализации фактически колебалась от феррито-перлитной до перлитобейнитной в зависимости от места вырезки образца для испытаний с различными по толщине стенки микроструктурными зонами в зависимости от скорости охлаждения в соответствии с термокинетическими диаграммами распада аустенита. Пределы колебаний структурных коэффициентов не выходили за рамки определенных для феррита и мартенсита. Значение K для последнего было подтверждено при определении фактических механических свойств для мартенситной марки 9Х1. Максимумы частот прочностных свойств для аустенита, позволившие определить структурные коэффициенты для равноосной и дендритной макроструктур, также были зафиксированы при определении механических свойств образцов для испытаний при варьировании места их вырезки по толщине стенки трубы с соответственно различными макроструктурными зонами.

Таблица 3. Направления силы Кулона(Fc) между ядром атома и электронной оболочкой и ее проекций при определении $\sigma_{0,2}$ и σ_B в структурах литой стали и их соотношения.

Структура	$\overline{[Fc]}$	$\sigma_{0,2}$		$\frac{\overline{[Fc_B]}}{\overline{[Fc_{0,2}]}}$	σ_B	
		$\frac{ \overline{Fc_{0,2}} }{ \overline{Fc} }$	$[\overline{Fc_{0,2}}]$		$\frac{ \overline{Fc_B} }{ \overline{Fc} }$	$[\overline{Fc_B}]$
Аустенит	$[1;0;0]^*$	1	$[1;0;0]$ в ГЦК (типа X18H10)	2	$2 = \frac{6}{3} (\Delta 0\%)$	$[1;0;0]$ в ГЦК (типа X18H10)
	$[1;1;1]**$	$\frac{2}{\sqrt{3}}$			$2 \cdot \frac{2}{\sqrt{3}} \approx \frac{7}{3} (\Delta 1,0\%)$	
Феррит	$[1;0;0]$	$\sqrt{2}$	$[1;1;0]$ в ОЦК (сталь 45, водоохлаждаемое центробежное литье)	$3 \cdot \frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{2}} =$ $= 3 \cdot 0,6124$	$3 \cdot \frac{\sqrt{3}}{2} \approx \frac{8}{3} (\Delta 2,6\%)$	$[1;1;1]$ в ОЦК (сталь 45, водоохлаждаемое центробежное литье)
Перлит	$[1;1;1]$	$2 \cdot \sqrt{\frac{2}{3}}$			$3 \cdot 2 \cdot \frac{1}{2} = \frac{9}{3} (\Delta 0\%)$	
Бейнит	$[1;1;1]$ и $[1;1;0]$	$\sqrt{\frac{2}{3}} + 1$			$3 \cdot \frac{(1+\sqrt{3/2})}{2} \approx \frac{10}{3} (\Delta 0,1\%)$	
Мартенсит	$[1;1;0]$	$2 \cdot 1$			$3 \cdot 2 \cdot \sqrt{\frac{3}{2}} \cdot \frac{1}{2} \approx \frac{11}{3} (\Delta 0,2\%)$	

* – с равноосной макроструктурой

** – с дендритной макроструктурой

*** – $\frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{2}}$ — отношение длины t_{2g} к e_g d-подорбиталей.

Из анализа таблицы 3 видно, для аустенитных сталей в отличие от предела текучести[3] в формировании прочности участвуют обе аустенитные подструктуры, а комбинация значения $\frac{2}{\sqrt{3}}$ в виде $\left[\left(\frac{2}{\sqrt{3}}-1\right)\cdot\frac{2}{\sqrt{3}}\right]^3\cdot\frac{2}{\sqrt{3}}$ равна $65,8\cdot 10^{-4}$, что практически равно величине $65\cdot 10^{-4}$ как экспериментально установленной величине ресурса пластичности аустенитного металла в виде максимального относительного изменения объема металла $\Delta V/V$ после бездефектной холодной периодической прокатки[9]. Данное выражение может отражать интегральный предел изменений размера и длины связей, которые по трем направлениям структурно перенаправляются с [1;1;1] на [1;0;0], совместно с увеличением заряда зерна при измельчении макроструктуры подобно изменению от равноосной до дендритной макроструктур в литом состоянии.

Отметим производность параметров решеток α -и γ -железа при нормальных условиях в 2,86 и 3,56 Å соответственно[8] от величины радиуса атома железа R_{Fe} в 1,241 Å :

$$2,86 = R \cdot 2 \cdot \frac{2}{\sqrt{3}}, (\Delta = 0,2\%)$$

$$3,56 = R \cdot 2 \cdot \left(1 + \frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{2}} \cdot \frac{1}{\sqrt{2}}\right), (\Delta = 0,1\%)$$

То есть в параметр решетки ОЦК-железа вычисляется от размеров атомов, контактирующих по направлениям [0,5;0,5;0,5] и имеющих одинаковые размеры. Для параметра решетки ГЦК-железа приведенные вычисления свидетельствуют о взаимодействиях атомов по направлениям [1,1,0], но различными d-подорбиталями соответственно формуле t_{2g} и e_g в равных долях, причем первые ориентированы по направлениям [1,0,0] с длиной равной R_{Fe} , а вторые по [1,1,0] с длиной равной $\frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{2}}$ доли R_{Fe} . То есть разложение параметра ГЦК-железа подтверждает высказанное ранее в работе [3] предположение о стабильности ГЦК-железа благодаря двум электронным подструктурам.

В основных структурах углеродистых сталей вне зависимости от направленности связей и соответственно проекционного коэффициента растяжение происходит по направлению [1;1;0] в решетке ОЦК, а разрыв по направлению [1;1;1]. Причем для начала текучести металла образца достаточно ослабления одного направления координатной плоскости, а для разрыва — всех трех направлений. Соотношение направлений [1;1;0] и [1;1;1] равно $\frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{2}}$, что определено как соотношение между длинами d-подорбиталей t_{2g} и e_g . То есть возможно утверждать, что растяжение происходит при разрыве одного направления t_{2g} -подорбиталей, а разрыв — всех 3 направлений e_g -подорбиталей. Коэффициенты и направления для бейнита являются средними между перлитом и мартенситом, что подтверждается промежуточностью бейнитного превращения между перлитным и мартенситным[8].

Размер бездислокационных кристаллов железа («усов») порядка 1 мкм [8] соответствует такому числу его атомов в поперечном сечении, как соотношение суммы масс протона и нейтрона к массе электрона.

Произведение коэффициентов формулы (1) $\frac{2}{5} \cdot \frac{1}{2}$ и структурного коэффициента в значении 0,80 в приближении к размеру зерна, стремящегося к бесконечности, есть величина равная 0,16, что практически равно 1/6 с погрешностью в 4%. Ее значение в случае практического отсутствия влияния границ зерен можно объяснить общеизвестным знанием о коллективизации одного электрона из всех 6 d-электронов железа.

Плотность дислокаций ρ исходя из литературных данных колеблется от $10^7 - 10^8$ до 10^{12} соответственно от минимально деформированного металла до прошедшего максимальное деформационное упрочнение [1]. В первом приближении для увеличения ρ от состояния с его минимальным значением $10^7 - 10^8$ до максимального в деформированном состоянии порядка 10^{12} предположено по следующей зависимости (таблица 2 и рисунок 1):

$$\rho = \frac{\frac{4}{3} \cdot \left(Nat^{1cm} \right)^{3 \cdot \frac{2}{3}}}{c} \cdot 4 \sqrt{\frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{2}} \sqrt{Nat \cdot D_{Fe}^{\frac{2}{3}}}}, 1/cm^2, \quad (3)$$

где c – скорость света в вакууме, $2,98 \cdot 10^8$ м/с;

D_{Fe} – диаметр атома железа, $2,482 \text{ \AA}$;

4 – количество e_g -электронов;

Nat^{1cm} – число атомов железа по длине зерна и в 1 см.

$2/3$ – коэффициент перевода плотности дислокаций в объеме на площадь.

Описание зависимости ρ по (3) от структурного коэффициента K аппроксимирующей линией получено в следующей зависимости:

$$\rho = \frac{\frac{4}{3} \cdot \left(Nat^{1cm} \right)^{3 \cdot \frac{2}{3}}}{c} \cdot 2^{10K} \cdot 6^{10K-11}, 1/cm^2, R=0,9994 \quad (4)$$

3. Выводы.

Таким образом, анализ приведенных материалов позволяет подытожить, что структурные показатели материалов при кристаллизации принимают минимальные значения исходя из природы составляющих, а последующие искажения материалов как деформации лишь измельчают зёрненную микроструктуру, что в итоге приводит к увеличению ее зарядовой плотности, отражающейся в увеличении как количества связей на внутриатомном уровне и, соответственно, прочностных характеристик, так и отношения зарядового значения матрицы к количеству атомов, на которые оно действует в размерах зерна. Плотность же дислокаций же производна от движущихся электронов в рамках количества атомов в зёрнах и является лишь структурно чувствительным фактором на атомном уровне, который пока только и удалось материально зафиксировать в объединениях атомов как компактное твердое

тело с помощью мощнейших средств исследования материалов как электронная микроскопия.

То есть, определенная здесь зависимость и прочности, и размера зерна, и плотности дислокаций от предложенного модельного показателя как структурный коэффициент K позволяет трактовать это как шаг в анализе микроструктуры на уровень электронной конфигурации в области физики твердого тела и считать последний более дискретным (на электронном уровне), чем плотность дислокаций (на атомном уровне). Причем, предлагаемый модельный показатель как структурный коэффициент для реальных структур материалов на примере сталей возможно определять только на основании знаний размера зерна, определяемых с помощью оптических микроскопов как средств, доступных широкому кругу исследователей.

Предложенный же метод функционального описания влияния структуры на предел текучести возможно использовать и в обратном направлении для неразрушающего контроля структуры изделий из стали путем замера ее фактической твердости на любой стадии эксплуатации.

Литература.

- 1 В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов Физические основы прочности и тугоплавкости металлов. – Киев: Наукова думка, - 1975, - 316с.
- 2 С.С.Горелик, Рекристаллизация металлов и сплавов. Москва «Металлургия» 1978, С.406-453.
- 3 Венец Ю.С., Трегубенко Г.Н. Прогнозирование механических и коррозионных свойств высокохромистых аустенитных сталей. // Теория и практика металлургии, – 2007, – №4-5, С.124-129.
- 4 Расчет предела текучести бездефектных монокристаллов. Бадамшин И.Х. Вестник УГА-ТУ. - 2006. - 7, - №2, - с.54-56.
- 5 Венец Ю.С. О взаимосвязи растворимости газов в твердом железе и его электронной конфигурацией. // Теория и практика металлургии. – 2006, – №1,2, – С.38-42.
- 6 Irvine K.I., Llewellyn D.T., Pickering F.B. High-strength austenitic stainless steels. – J. Iron and Steel Inst., 1961, v.199, №2, p.153-175.
- 7 М. Сесарелли, Р. Сантуччи, А. Беннани Механические свойства коррозионностойкой стали 316L с добавками бора и азота при высоких температурах. // Высокотемпературные механические свойства коррозионностойкой стали для атомной техники. Труды конференции. Пер. с англ. Под ред. Масленкова С.Б., - М.: Металлургия, - 1987, -480с.
- 8 Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для ВУЗов, – 6-е изд., переработ. и доп. – М.: Металлургия, 1986, – 544с.
- 9 М.В. Попов, С.В. Атанасов, Ю.М.Беликов Совершенствование процесса периодической прокатки труб.: Днепропетровск: ООО Независимая издательская организация «Дива», - 2008, - 192с. – С.15-16.

© Венец Юрий Сергеевич, инженер «CJSC «CENTRAVIS PRODUCTION UKRAINE», Область научных интересов: электрометаллургия стали и ферросплавов, растворимость азота в сталях, термодинамика металлургических систем и процессов.