



(51) МПК
C21D 8/02 (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01)

**ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
 ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ**

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21)(22) Заявка: 2011139797/02, 29.09.2011

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
 29.09.2011

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 29.09.2011

(45) Опубликовано: 10.03.2013 Бюл. № 7

(56) Список документов, цитированных в отчете о
 поиске: RU 2414515 C1, 10.06.2009. RU 2255987
 C1, 10.07.2005. RU 2374333 C1, 27.11.2009. RU
 2358024 C1, 10.06.2009. US 7425240 B2,
 16.09.2008. EP 1149925 A1, 31.10.2001.

Адрес для переписки:

455002, Челябинская обл., г. Магнитогорск,
 ул. Кирова, 93, ОАО "ММК", Научно-
 технический центр, В.П. Торохтию

(72) Автор(ы):

Салганик Виктор Матвеевич (RU),
 Денисов Сергей Владимирович (RU),
 Набатчиков Дмитрий Геннадьевич (RU),
 Чикишев Денис Николаевич (RU),
 Стеканов Павел Александрович (RU),
 Аргамонова Марина Олеговна (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Открытое акционерное общество
 "Магнитогорский металлургический
 комбинат" (RU)

(54) СПОСОБ ПРОИЗВОДСТВА ТОЛСТОЛИСТОВОГО НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО ПРОКАТА

(57) Реферат:

Изобретение относится к области металлургии, конкретнее к прокатному производству низколегированных сталей различных классов прочности, и может быть использовано для производства готовых листов, используемых в качестве исходной заготовки для прямошовных электросварных труб большого диаметра. Технический результат изобретения - достижение требуемого комплекса механических свойств штрипса и исключение необходимости проведения термической обработки готовых листов. Способ включает нагрев непрерывнолитой заготовки, черновую прокатку до промежуточной толщины,

охлаждение промежуточной заготовки, чистовую прокатку подката на заказную толщину 10-40 мм, ускоренное охлаждение полученного листового проката, при этом чистовую прокатку проводят в регламентированном интервале температуры конца прокатки: $Ar_3 + K_E + 20 \leq T_{кп} \leq Ar_3 + K_E + 70$, где $T_{кп}$ - температура конца прокатки, °С; Ar_3 - физическая температура полиморфного ферритного превращения стали, определяемая на основе содержания в низколегированной стали 14 химических элементов, °С; K_E - аддитивная поправка на деформацию, устанавливаемая в зависимости от относительного обжатия в последнем чистовом проходе, °С. 4 табл., 1 пр.



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(51) Int. Cl.
C21D 8/02 (2006.01)
B21B 1/26 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01)

(12) **ABSTRACT OF INVENTION**

(21)(22) Application: 2011139797/02, 29.09.2011

(24) Effective date for property rights:
29.09.2011

Priority:

(22) Date of filing: 29.09.2011

(45) Date of publication: 10.03.2013 Bull. 7

Mail address:

455002, Cheljabinskaja obl., g. Magnitogorsk, ul.
Kirova, 93, OAO "MMK", Nauchno-tehnicheskij
tsentr, V.P. Torokhtiju

(72) Inventor(s):

Salganik Viktor Matveevich (RU),
Denisov Sergej Vladimirovich (RU),
Nabatchikov Dmitrij Gennad'evich (RU),
Chikishev Denis Nikolaevich (RU),
Stekhanov Pavel Aleksandrovich (RU),
Artamonova Marina Olegovna (RU)

(73) Proprietor(s):

Otkrytoe aktsionerное obshchestvo
"Magnitogorskij metallurgicheskij kombinat" (RU)

(54) **MANUFACTURING METHOD OF ROLLED LOW-ALLOY PLATE**

(57) Abstract:

FIELD: metallurgy.

SUBSTANCE: method involves heating of continuously cast billets, roughing till intermediate thickness, cooling of intermediate billet, finish rolling of the semifinished rolled product to the specified thickness of 10-40 mm; accelerated cooling of the obtained rolled plate; at that, finish rolling is performed at restricted interval of the rolling end temperature: $Ar_3 + K_E + 20 \leq T_{roll\ end} \leq Ar_3 + K_E + 70$, where $T_{roll\ end}$ - rolling end temperature,

$^{\circ}C$; Ar_3 - physical temperature of polymorphous ferritic steel conversion, which is determined based on content in low-alloy steel of 14 chemical elements, $^{\circ}C$; K_e - additive correction for deformation, which is set depending on relative crimping in the last finishing pass, $^{\circ}C$.

EFFECT: achieving the required set of mechanical properties of the strip and avoiding the necessity of carrying out heat treatment of finished plates.

4 tbl, 1 ex

Изобретение относится к области металлургии, конкретнее к прокатному производству низколегированных сталей различных классов прочности, и может быть использовано для производства готовых листов, используемых в качестве исходной заготовки для прямошовных электросварных труб большого диаметра.

Для современных трубопроводных проектов, таких как «Восточная Сибирь - Тихий Океан-2 (ВСТО-2)», «Сахалин - Хабаровск - Владивосток» и др., необходимы горячекатаные листы (штрипсы), сочетающие высокую прочность и хладостойкость, толщиной 10-40 мм категории прочности K56-K60 из низколегированной стали, обладающие следующим комплексом механических свойств (таблица 1).

Таблица 1

Требования к свойствам листовой стали для трубопроводов

Класс прочности	Рабочее давление, атм	Временное сопротивление, σ_B , Н/мм ² , не менее	Предел текучести, σ_T , Н/мм ² , не менее	σ_T/σ_B , не более	Ударная вязкость КСЧ, Дж/см ² , не менее	ИПГ ²⁰ , %, не менее	$C_{ЭВБ}$, не более	R_{CM} , не более
K56	70	550	440	0,90	90 (-20°C)	70	0,40	0,20
K60	75	590	500	0,90	98 (-20°C)	80	0,43	0,23
K60	83	590	500	0,90	108 (-20°C)	80	0,43	0,23
K60	120	590	500	0,90	154 (-20°C)	90	0,43	0,23

Помимо указанных механических свойств, штрипсы должны обладать хорошими пластическими свойствами (относительное удлинение $\delta_5 \geq 22\%$, равномерное удлинение $\delta_{равн} \geq 7\%$, относительное сужение $\Psi \geq 64\%$), величина действительного зерна металла должна быть не ниже 9-го номера по ГОСТ 5639 (шкала 1), твердость $HV_{10} \leq 280$ ед.

Известен способ прокатки низколегированного штрипса для магистральных труб на толстолистовом реверсивном стане (патент RU 2403105 C1 от 10.11.2010, МПК В21В 1/34), который включает черновую прокатку непрерывнолитой заготовки, промежуточное подстуживание полученного подката до заданной температуры и последующую чистовую прокатку на заданный размер. Черновую прокатку исходной заготовки осуществляют в два этапа, с суммарной степенью обжатия 45-65%, сначала в продольном направлении до получения длины подката 0,70-0,98 длины рабочих валков, затем производят кантовку на 90° в плане и осуществляют его прокатку в поперечном направлении до получения ширины подката, составляющей 0,6-0,85 ширины готового штрипса при толщине 3,5-6 толщин готового штрипса, чистовую прокатку осуществляют также в два этапа с суммарной степенью обжатия указанного подката по высоте 70-83% и при суммарном числе проходов 9-25, в поперечном направлении со степенью обжатия подката по высоте 25-40% до получения им ширины, соответствующей ширине готового штрипса, с последующей обратной кантовкой подката на 90° в плане и прокаткой в продольном направлении до получения заданной толщины и длины готового штрипса.

Недостатки известного способа состоят в том, что описаны лишь параметры процесса деформирования. Отсутствие температурных режимов контролируемой прокатки штрипса с большой долей вероятности приведет к неудовлетворительным результатам механических испытаний проката, в части отсутствия требуемых уровней прочности, пластичности и ударной вязкости. Что, в свою очередь, приведет к необходимости проведения термического улучшения (закалки и отпуска) листов после прокатки, а это усложняет и удорожает производство.

Наиболее близким по своей технической сущности является способ производства толстолистового низколегированного проката (патент RU 2414515 C1 от 20.03.2011, МПК С21D 8/02), который включает выплавку, разливку стали на непрерывнолитые заготовки, нагрев заготовки, черновую прокатку, последующее охлаждение промежуточной заготовки, чистовую прокатку, ускоренное охлаждение полученного

листового проката до заданной температуры и его последующее замедленное охлаждение. При этом нагрев непрерывнолитой заготовки производят при температуре 1170-1210°C в течение не менее 7 ч, черновую прокатку с переходом от продольной к поперечной прокатке с разбивкой ширины начинают при температуре не ниже 950°C и осуществляют ее на толщину, составляющую 4,0-5,5 толщины готового штрипса с относительными обжатиями за проход не менее 10%, причем последующее охлаждение на воздухе промежуточной заготовки производят до 770-800°C, а разбивку ширины завершают на стадии чистовой прокатки не более чем за два прохода с суммарным обжатием 8-15%, после чего осуществляют продольную прокатку с обжатием за проход не менее 8% за исключением двух последних проходов, в которых - степень обжатия не менее 1%, причем заканчивают чистовую прокатку при температуре не ниже 740°C, а ускоренное охлаждение полученного штрипса производят до температуры, определяемой в зависимости от углеродного эквивалента $C_{ЭКВ}$ из соотношения: $T_{КО}=(500 \cdot C_{ЭКВ}+385^{\circ}\text{C})\pm 15^{\circ}\text{C}$, где 500 - эмпирический коэффициент, °C.

Недостаток прототипа состоит в том, что описанный способ производства толстолистового низколегированного проката не гарантирует получение высокой (90% и более) доли вязкой составляющей в изломе образцов при проведении испытания падающим грузом при температуре -20°C (ИПГ⁻²⁰). Высокая доля вязкой составляющей в изломе образцов является неотъемлемым требованием заводов-изготовителей прямошовных электросварных труб большого диаметра - потребителей толстолистового проката из низколегированных сталей (см. табл.1).

Технический результат изобретения - достижение требуемого комплекса механических свойств штрипса и исключение необходимости проведения термической обработки готовых листов.

Указанный технический результат достигается тем, что в известном способе производства толстолистового низколегированного проката, включающем нагрев непрерывнолитой заготовки, ее черновую прокатку до промежуточной толщины, охлаждение промежуточной заготовки, чистовую прокатку до толщины готового штрипса 10-40 мм, ускоренное охлаждение полученного листового проката, согласно изобретению чистовую прокатку проводят в температурном интервале конца прокатки, определяемом из выражения:

$$Ar_3+K_E+20 \leq T_{кп} \leq Ar_3+K_E+70,$$

где $T_{кп}$ - температура конца прокатки, °C;

Ar_3 - физическая температура полиморфного ферритного превращения стали, определяемая по следующей зависимости, °C:

$$Ar_3=735+180([C]+[Cr])+1207([S]+[P])-11([Si]+[Mn]+[Ni]+[Cu]+[Mo])+755([Al]+[N])-329([V]+[Nb]+[Ti]),$$

где [C], [Si], [S], [P], [Mn], [Cr], [Ni], [Cu], [Mo], [Al], [N], [V], [Nb], [Ti] - содержание в стали соответственно углерода, кремния, серы, фосфора, марганца, хрома, никеля, меди, молибдена, алюминия, азота, ванадия, ниобия и титана, мас.%; 735, 180, 1207, 11, 755, 329 - эмпирические коэффициенты, полученные при обработке данных дилатометрических исследований;

K_E - аддитивная поправка на деформацию, устанавливаемая в зависимости от относительного обжатия в последнем чистовом проходе, $K_E=30^{\circ}\text{C}$ при $\epsilon_{отн} \geq 20\%$; $K_E=20^{\circ}\text{C}$ при $10\% \leq \epsilon_{отн} < 20\%$; $K_E=10^{\circ}\text{C}$ при $5\% \leq \epsilon_{отн} < 10\%$; $K_E=5^{\circ}\text{C}$ при $\epsilon_{отн} < 5\%$.

С точки зрения формирования структуры процесс термомеханической прокатки направлен на достижение основной цели - измельчения зерна феррита путем

объединения пластической деформации и управления процессами формирования микроструктуры.

Процесс черновой прокатки осуществляется при таких температурах, когда аустенит рекристаллизуется. Управление этим процессом приводит к эффективному
5 измельчению зерна за счет многократной рекристаллизации после каждого прохода. Деформированный аустенит имеет следующие особенности: зерна аустенита имеют удлиненную "оладеобразную" форму (увеличенная удельная площадь поверхности границ), внутри зерен наблюдаются полосы деформации, границы двойников и
10 дислокационная ячеистая структура.

При термомеханической прокатке размер зерна феррита определяется суммарной деформацией при температурах, когда рекристаллизация протекать не может. Поэтому важным параметром является толщина подката для чистой стадии прокатки, которая должна в 4-5,5 раз превышать конечную толщину проката.

15 Чистовая стадия прокатки завершается в аустенитной области на 20...70°C выше точки Ar₃. Такой температурный интервал конца прокатки позволяет деформировать металл в области нерекристаллизованного аустенита, в результате чего в деформированном аустените возникают полосы деформации. При превращении
20 аустенита в феррит полосы деформации, так же как и границы аустенитных зерен, служат местами образования зародышей ферритной фазы. Ускоренное водяное охлаждение в совокупности с термомеханической обработкой проката в указанном диапазоне температур дополнительно увеличивает дисперсность структуры,
25 благодаря чему возможно измельчение зерна до 5-6 мкм и менее. Такой способ производства толстолистового низколегированного проката экономически целесообразно позволяет выполнить тест ИПГ и предотвратить образование протяженных разрушений нефтегазопроводов.

30 Определяющее значение имеет температура фазового превращения феррита из аустенита непосредственно в процессе прокатки. Известно, что наиболее надежным и простым способом определения температур фазовых превращений материалов является дилатометрический метод исследования (см. Романов П.В., Радченко В.П. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали: Атлас
35 термокинетических диаграмм. ч.1. Новосибирск, 1960, 51 с). Зависимость, позволяющая рассчитать температуру полиморфного фазового аустенит-ферритного превращения Ar₃ низколегированной стали получена при обработке
40 результатов дилатометрических исследований, проведенных на ОАО «ММК». Химические элементы в представленной зависимости скомпонованы по группам влияния на структурно-фазовое аустенит-ферритное превращение низколегированной трубной стали.

[C], [Cr] - упрочняющие элементы, напрямую влияют на интервал существования δ-феррита, что позволяет гомогенизировать твердый раствор, повышая однородность
45 распределения химических элементов благодаря тому, что диффузионная подвижность атомов углерода и хрома в δ-феррите на несколько порядков выше скорости их диффузии в аустените.

[S], [P] - вредные примеси, вследствие пониженной их растворимости в феррите диффундируют к границам зерен, оказывая влияние на количество и качество
50 «зародышей» - мест образования ферритной фазы.

[Si], [Mn], [Ni], [Cu], [Mo] - легирующие элементы, входящие в состав твердого раствора аустенита. Понижают температуру начала распада аустенита.

[Al], [N] - технологические примеси, влияние этих элементов связано с тем, что в α-

железе по сравнению с γ -железом их растворимость исключительно мала и при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении образуется пересыщенный твердый раствор.

[V], [Nb], [Ti] - карбонитридообразующие элементы, образуют с железом твердый раствор замещения. Несоответствие атомных радиусов этих элементов и железа приводит к искажению кристаллической решетки твердого раствора и как следствие к замедлению всех процессов, контролируемых диффузией, включая рекристаллизацию и фазовые превращения.

Однако температура A_{r3} , определенная методом дилатометрических испытаний без учета влияния деформационных режимов обработки металла, будет отличаться от фактической, имеющей место непосредственно в процессе прокатки (см. Хлестов В.М., Дорошко Г.К. Превращение деформированного аустенита в стали. Монография // Мариуполь: Изд-во ПГТУ, 2002. - 407 с.). Следовательно, необходима аддитивная температурная поправка на деформацию K_E , устанавливаемая в зависимости от относительного обжатия в последнем чистовом проходе (таблица 2).

Таблица 2	
Аддитивная температурная поправка на деформацию K_E	
$\epsilon_{отн}$ в последнем чистовом проходе, %	K_E , °C
$\epsilon_{отн} \geq 20$	30
$10 \leq \epsilon_{отн} < 20$	20
$5 \leq \epsilon_{отн} < 10$	10
$\epsilon_{отн} < 5$	5

Приведенные числовые значения K_E - эмпирические и получены при обработке опытных данных производства толстых листов на стане «5000» горячей прокатки ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

Низкая температура конца прокатки ($T_{кп} < A_{r3} + K_E + 20$) обуславливает преждевременное аустенит-ферритное $\gamma + \alpha$ -превращение поверхностных слоев раската еще до момента его попадания в установку ускоренного охлаждения, что приводит к некорректному протеканию процесса охлаждения, образованию субзеренной микроструктуры прокатанной стали и формированию неблагоприятной кристаллографической текстуры феррита. Все это, в конечном счете, приводит к разнотекстурности, анизотропии механических свойств проката в целом и неудовлетворительному тесту ИПГ в частности.

Высокая температура конца прокатки ($T_{кп} > A_{r3} + K_E + 70$) ввиду градиента температур по сечению раската приведет к протеканию процессов постдинамической рекристаллизации центральных (более горячих) слоев раската, а следовательно, и к спонтанному росту аустенитного зерна, снижению удельной площади поверхности границ зерен, двойников и дислокационной ячеистой структуры. Все это при последующем аустенит-ферритном превращении при охлаждении приведет к формированию величины действительного зерна металла на уровне 10-11-го номера по ГОСТ 5639 (шкала 1), неудовлетворительным тесту ИПГ и пластическим характеристикам проката, что не соответствует требованиям потребителя.

Предлагаемая согласно изобретению совокупность термомодеформационных параметров производства толстолистового низколегированного проката позволяет достичь требуемого уровня механических свойств готовых листов (см. табл.1) и в известных технических решениях не обнаружена.

На основании вышеприведенного можно сделать вывод, что для специалиста заявляемый способ не следует явным образом из известного уровня техники, а

следовательно, соответствует условию патентоспособности «изобретательский уровень».

Пример осуществления способа

На реверсивном толстолистовом стане «5000» горячей прокатки ОАО «ММК» прокатывают листы 16,0×3133×11650 из низколегированной стали класса прочности К60 по ТУ 14-101-782-2010 с содержанием мас. %: 0,07 С; 1,66 Мн; 0,32 Si; 0,046 Nb; 0,05 V; 0,022 Ti; 0,03 Cr; 0,26 Ni; 0,16 Cu; 0,033 Al; 0,005 Mo; 0,003 S; 0,009 P; 0,005 N.

Сляб толщиной 300 мм, нагретый до температуры 1220°С, поступает на стан горячей прокатки, имеющий в своем составе нагревательные печи, гидросбив окалины, реверсивную прокатную клеть, машину предварительной правки (МПП), отводящий рольганг с охлаждающими секциями, машину горячей правки (МГП), участок замедленного охлаждения раскатов.

Черновую стадию прокатки проводят после гидросбива печной окалины в диапазоне температур 970-1110°С до толщины промежуточного подката, равной 5,5 толщин готового штрипса (90,0/16,0≈5,5). Далее подстуживание подката (охлаждение промежуточной заготовки) естественным (на воздухе) способом производят возвратно-поступательными движениями подката непосредственно на рольганге в линии прокатки. Температура конца прокатки $T_{кп}$ определяется следующим образом:

$$Ar_3 = 735,6 + 180,1([C] + [Cr]) + 1206,9([S] + [P]) - 10,9([Si] + [Mn] + [Ni] + [Cu] + [Mo]) + 755,3([Al] + [N]) - 328,8([V] + [Nb] + [Ti]) = 735,6 - 180,1 * (0,07 + 0,03) + 1206,9 * (0,003 + 0,009) - 10,9 * (0,32 + 1,66 + 0,26 + 0,16 + 0,005) + 755,3 * (0,033 + 0,005) - 328,8 * (0,05 + 0,046 + 0,022) \approx 732^\circ C.$$

Параметры чистовой стадии прокатки представлены в таблице 3.

Табл. 3					
Параметры чистовой стадии прокатки					
Номер прохода	Толщина, мм	Относительное обжатие, %	Ширина, мм	Длина, мм	Температура поверхности, °С
подстуживание	90,00	-	3331	7235	891
1	73,14	18,21	3320	8765	872
2	59,26	18,97	3322	10802	839
3	48,11	18,83	3325	13308	858
4	38,92	19,09	3327	16417	853
5	32,14	17,43	3328	19879	878
6	26,75	16,77	3329	23841	861
7	22,51	15,85	3329	28337	870
8	19,06	15,33	3329	33413	841
9	16,40	13,97	3332	38892	805

Обжатие в поел. чистовом проходе равно 13.97%, $K_E = 20^\circ C$ (см. табл 2).

$$Ar_3 + K_E + 20 \leq T_{кп} \leq Ar_3 + K_E + 70$$

$$732 + 20 + 20 \leq T_{кп} \leq 732 + 20 + 70$$

$$T_{кп} = 772 \div 822^\circ C.$$

Ускоренное охлаждение раскатов проводят на установке ускоренного комбинированного охлаждения. Варианты технологических параметров, по которым по заявляемому способу и по прототипам осуществлялась прокатка на стане 5000 ОАО «ММК», представлены в таблице 4.

Табл. 4	
Технологические параметры горячей прокатки листов 16,0×3133×11650 из стали класса прочности К60 по ТУ 14-101-782-2010 на стане 5000 ОАО «ММК»	

Способ производства	Толщина проката, мм	Температурный интервал чистовой стадии прокатки, °С	Временное сопротивление, σ_B , Н/мм ²	Предел текучести, σ_T , Н/мм ²	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²	Относительное удлинение δ_5 , %	ИПГ ²⁰ , %
5 предлагаемый	16,0	772...822	648	573	330	24,0	95
по способу-аналогу	16,0	не регламентирован	516	398	98	34,0	50
10 по способу-прототипу	16,0	не менее 740	611	543	263	23,0	75
	Нормы по ТУ		590-700	510-	не	не	90-100
	14-101-782-2010:			610	менее 110	менее 22,5	

15 Соблюдение технологии прокатки и охлаждения в соответствии с предлагаемым способом производства толстолистового низколегированного проката обеспечивает получение заданных механических свойств штрипсов (см. табл.1) и, следовательно, исключает необходимость проведения последеформационной термообработки готовых листов.

20 На основании вышеизложенного можно сделать вывод, что заявляемый способ работоспособен и устраняет недостатки, имеющие место в прототипе.

Настоящий способ может найти широкое применение на толстолистовых станах горячей прокатки при производстве толстых листов из низколегированных сталей повышенных классов прочности с требуемыми регламентируемыми физико-механическими свойствами горячекатаного проката. Следовательно, заявляемый способ соответствует условию патентоспособности «промышленная применимость».

Формула изобретения

30 Способ производства толстолистового низколегированного проката, включающий нагрев непрерывнолитой заготовки, черновую прокатку до промежуточной толщины, охлаждение промежуточной заготовки, чистовую прокатку до толщины готового штрипса 10-40 мм, ускоренное охлаждение полученного листового проката, отличающийся тем, что чистовую прокатку проводят в температурном интервале

35 конца прокатки, определяемом из выражения

$$Ar_3 + K_E + 20 \leq T_{кп} \leq Ar_3 + K_E + 70,$$

где $T_{кп}$ - температура конца прокатки, °С,

40 Ar_3 - физическая температура полиморфного ферритного превращения стали, определяемая по следующей зависимости, °С:

$$Ar_3 = 735 + 180([C] + [Cr]) + 1207([S] + [P]) - 11([Si] + [Mn] + [Ni] + [Cu] + [Mo]) + 755([Al] + [N]) - 329([V] + [Nb] + [Ti]),$$

45 где [C], [Si], [S], [P], [Mn], [Cr], [Ni], [Cu], [Mo], [Al], [N], [V], [Nb], [Ti] - содержание в стали соответственно углерода, кремния, серы, фосфора, марганца, хрома, никеля, меди, молибдена, алюминия, азота, ванадия, ниобия и титана, мас.%,

735, 180, 1207, 11, 755, 329 - эмпирические коэффициенты, полученные при обработке данных дилатометрических исследований,

50 K_E - аддитивная поправка на деформацию, устанавливаемая в зависимости от относительного обжатия в последнем чистовом проходе, $K_E = 30^\circ\text{C}$ при $\varepsilon_{отн.} \geq 20\%$; $K_E = 20^\circ\text{C}$ при $10\% \leq \varepsilon_{отн.} < 20\%$; $K_E = 10^\circ\text{C}$ при $5\% \leq \varepsilon_{отн.} < 10\%$; $K_E = 5^\circ\text{C}$ при $\varepsilon_{отн.} < 5\%$.