

## Optimization by deformation effects of the structure and properties of Fe-Si alloys with different texture

Yu. N. Dragoshanskii, V. I. Pudov<sup>†</sup>

<sup>†</sup>pudov@imp.uran.ru

M. N. Miheev Institute of Metal Physics UB RAS, 18 S. Kovalevskaya st., Yekaterinburg, 620990, Russia

The influence of the degree of perfection rib crystallographic texture (110)[001] on the effect of reducing the magnetic losses at the local laser treatment and mechanical scribing process of tapes mono-crystals and poly-crystals ribbons of electrical-technical steel Fe – 3% Si in condition thermo-magnetic treatment (TMT) and stretching have been studied. The samples in the form of single crystals with dimensions of  $120 \times 10 \times 0.2$  mm were studied. Their surface (110) was at angles  $\beta = 0 - 6^\circ$  with the [001] axis and the magnetization vector. Samples of polycrystalline textured steel were used in the form of the most common grades 3409 and 3407. The most used brands 3409 and 3407 were used for samples in the form of polycrystalline textured steel tape. Their thickness was 0.27 mm, and the grain size was 20 – 30 mm. As a result of these effects, a narrow-domain structure of general strip  $180^\circ$  domains 0.2 – 0.3 mm in width is formed in steel, change of the type and density of the  $180^\circ$  and  $90^\circ$  domain structures, which leads to a decrease in the velocities of the motion of domain walls, and, consequently, hysteresis and eddy current magnetic losses. A sharp dependence of the effect of decreasing magnetic losses on the degree of perfection of the crystallographic texture was revealed. It is shown that in the case of the different steel texture of (grade 3409 and 3407) after these treatments decrease in total magnetic losses of 18 and 13%, respectively, and for single crystals with optimum texture when scribing and tension — up to 32 – 37%.

**Keywords:** Fe-Si alloys, crystal structure, texture, domains, magnetic losses, laser treatment.

УДК 621.758;537.622

## Оптимизация деформационными воздействиями структуры и свойств Fe-Si сплавов с разной текстурой

Драгошанский Ю. Н., Пудов В. И.<sup>†</sup>

<sup>†</sup>pudov@imp.uran.ru

Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990, Россия

Исследовано влияние степени совершенства ребровой кристаллографической текстуры (110)[001] на эффект снижения магнитных потерь при локальной лазерной обработке и механическом скрайбировании тонких монокристалльных и поликристаллических лент электротехнической стали Fe – 3% Si в условиях термомангнитной обработки (ТМО) и растяжения. Изучали образцы в виде монокристаллов размерами  $120 \times 10 \times 0.2$  мм. Их поверхность (110) составляла с осью [001] и вектором намагниченности углы  $\beta = 0, 1, 2, 3, 4, 5, 6^\circ$ . Образцы поликристаллической текстурованной стали использовали в виде наиболее распространённых марок 3409 и 3407. Их толщина составляла 0.27 мм, а размеры зёрен — 20 – 30 мм. В результате этих воздействий в листе стали Fe – 3% Si формируется узкодоменная структура основных полосовых  $180^\circ$  доменов шириной 0.2 – 0.3 мм, изменяется тип и плотность замыкающих  $180^\circ$  и  $90^\circ$  доменных структур, что приводит к снижению скоростей движения доменных границ, а, следовательно, гистерезисных и вихретоковых магнитных потерь. Выявлена резкая зависимость эффекта снижения магнитных потерь от степени совершенства кристаллографической текстуры. Показано, что в сталях с разной текстурой (марки 3409 и 3407) после этих обработок снижение полных магнитных потерь составляет 18 и 13% соответственно, а в монокристаллах оптимальной ориентации при скрайбировании и растяжении — 32 – 37%.

**Ключевые слова:** Fe-Si сплавы, кристаллическая структура, текстура, домены, магнитные потери, лазерная обработка.

## 1. Введение

В электротехнических текстурованных сталях Fe–3% Si (ЭТС), используемых в качестве магнитопроводов различных устройств, минимум вихреговой составляющей магнитных потерь при перемагничивании достигается уменьшением ширины полосовых  $180^\circ$  доменов и, как следствие, снижением скорости движения доменных границ. Для лент высоко текстурованных ЭТС, имеющих слабые магнитные поля рассеяния на поверхности и домены шириной  $\sim 1$  мм, активно разрабатывают способы их сужения, в частности, за счёт создания поперечных зон деформации на расстояниях, меньших размера зёрен стали. В связи с этим, необходимо определить перспективность применения локальной лазерной обработки (ЛЛО), механического скрайбирования или изгиба лент в сталях с различной кристаллографической текстурой.

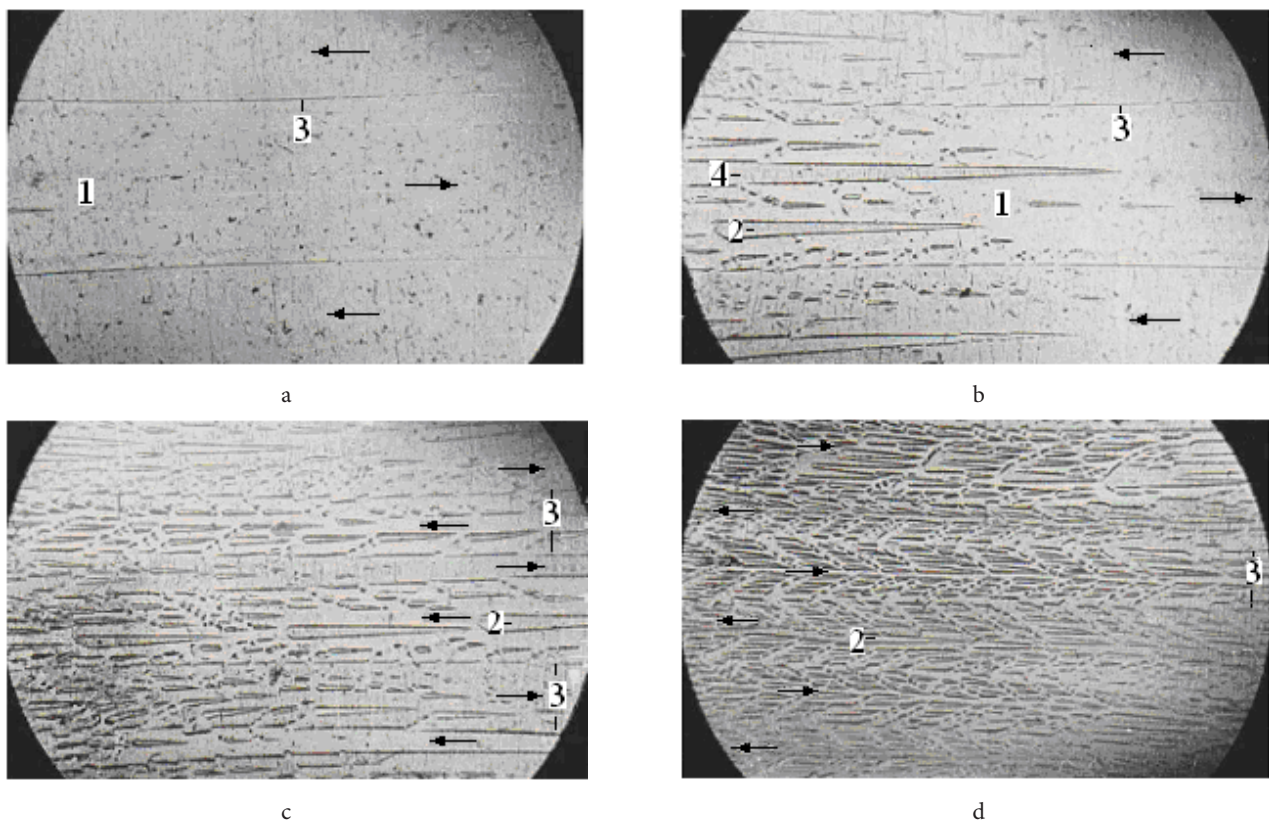
## 2. Материалы и методы исследования

Изменение доменной структуры и магнитных потерь при скрайбировании, локальном изгибе, ЛЛО, последующей термомагнитной обработке (ТМО) и растяжении лент сплава Fe–3% Si с различной степенью совершенства текстуры (110)[001] изучали на монокристаллах размерами  $120 \times 10 \times 0.2$  мм. Их поверхность (110) составляла с осью [001] и вектором намагниченности углы

$\beta = 0 - 6^\circ$ . Поликристаллические ленты текстурованной стали марок 3407 и 3409 имели толщину 0.27 мм и размеры зёрен 20–30 мм. Магнитные индукцию  $B_{800}$  (в поле  $H = 800$  А/м) и потери энергии  $P_{1.7/50}$  (при  $B = 1.7$  Тл и частоте перемагничивания 50 Гц) измеряли на установке МК-4Э. Доменную структуру выявляли магнитопорошковым и магнитооптическим методами.

## 3. Результаты и их обсуждение

При идеальной ориентации ( $\beta = 0^\circ$ ) кристалл типа (110) содержит полосовые  $180^\circ$  домены (Рис. 1а). Увеличение угла  $\beta$  приводит к появлению магнитных полей рассеяния и росту магнитостатической энергии, которые в определённой мере компенсируются возникновением замыкающих доменов. При  $\beta = 1 - 2^\circ$  замыкающие домены имеют форму  $180^\circ$  клиньев и комплексов, содержащих  $90^\circ$  внутриобъёмные и  $180^\circ$  поверхностные каплевидные домены (Рис. 1б) [1]. При  $\beta = 3 - 5^\circ$  клиновидные домены становятся полосовыми, а каплевидные вырастают в гребёчатые структуры (Рис. 1с), которые постепенно образуют кружевную структуру доменов (Рис. 1д). Возникновение этих замыкающих структур препятствует движению границ основных доменов, повышает гистерезисные потери за счёт задержек и изгибов границ основных полосовых доменов, а также вихреговые магнитные потери в кристаллах за счёт скачкообразного перемещения доменных границ.



**Рис. 1.** Уменьшение ширины полосовых  $180^\circ$  доменов (1) от 0.7 до 0.3 мм и увеличение плотности каплевидных замыкающих доменов (2) от 0 до 40% при увеличении угла  $\beta$ :  $0^\circ$  (а),  $1^\circ$  (б),  $2^\circ$  (с),  $4^\circ$  (д); 3 — границы между доменами; 4 — клиновидные домены;  $\leftarrow$  направление намагниченности доменов.  $\times 30$ .

**Fig. 1.** Reducing of strip  $180^\circ$  domain (1) width from 0.7 to 0.3 mm and increase of drop-like domains (2) density from 0 to 40% at increase of angle  $\beta$ :  $0^\circ$  (a),  $1^\circ$  (b),  $2^\circ$  (c),  $4^\circ$  (d); 3 — domain boundaries; 4 — wedge-like domains;  $\leftarrow$  direction of the domains magnetization.  $\times 30$ .

Способами снижения магнитных потерь трансформаторных сталей являются деформационно-текстурирующие воздействия, одно из которых связано с растяжением стали вдоль оси текстуры. Оно уменьшает объём нежелательных замыкающих комплексов, содержащих внутриобъёмные  $90^\circ$  домены поперечной намагниченности [1].

Исследования монокристаллов типа (110) с разной величиной угла  $\beta$  показали, что при растяжении усилием  $\sigma = 20$  МПа в образцах с  $\beta = 1-3^\circ$ , содержащих единичные  $90^\circ$  замыкающие домены (Рис. 1b, c), возникающий при их уменьшении рост магнитостатической энергии образца компенсируется сужением в 2–3 раза (0,7–0,3 мм) основных полосовых доменов. В образцах с  $\beta = 4-6^\circ$  при неизменной ширине основных доменов уменьшается плотность гребёчато-кружевных замыкающих доменов с 40 до 9% площади, как и при увеличении текстуры (Рис. 1 от d к b). Такие упрощения доменной структуры приводят к нелинейной зависимости магнитных потерь от величины угла  $\beta$  с минимумом исходных магнитных потерь  $P_0$  при  $\beta = 2^\circ$ . Растяжение монокристалльных образцов приводит к снижению магнитных потерь при перемагничивании на 8–23% с максимальным эффектом в образцах с оптимальной текстурой ( $\beta = 2-3^\circ$ ), соответствующей минимуму магнитных потерь (Табл. 1).

В лентах ЭТС, аналогично монокристаллам, снижение степени совершенства ребровой текстуры, например, от марки 3409 до 3407 приводит к повышению плотности замыкающих доменов, что вызывает задержки и скачки смещающихся доменных границ, увеличивая гистерезисную составляющую магнитных потерь и рост полных магнитных потерь от 1,06 до 1,18 Вт/кг. При этом уменьшается эффективность влияния продольного растяжения, а также деформационно-текстурирующих воздействий (ЛЛО и ТМО) от 16% до 11% (Табл. 2).

Механическое скрайбирование (Рис. 2а), то есть нанесение резцом канавок глубиной  $\sim 0,03$  мм и шириной 0,2 мм поперек оси текстуры с промежутками 5 мм, также уменьшает ширину полосовых доменов (в 1,5–2,5 раза) и магнитные потери. Максимум эффекта 27% — в образцах с идеальной ребровой ориентацией поверхности, имеющих наибольшую ширину исходных полосовых доменов. Комплексное воздействие растяжения и скрайбирования образцов не является аддитивным, но обеспечивает более значительное снижение магнитных потерь: от 10% в образцах с максимальным отклонением намагниченности ( $\beta = 6^\circ$ ) до 37% в образцах идеальной ориентации ( $\beta = 0^\circ$ ). Наименьшие потери энергии 0,46 Вт/кг имеют кристаллы оптимальной ориентации ( $\beta = 2^\circ$ ).

Растяжение стали в условиях заводского производства можно создавать нанесением магнитоактивного

**Табл. 1.** Влияние растяжения ( $\sigma = 20$  МПа), скрайбирования ( $S$ , через 5 мм) и их комплекса на магнитные потери ( $P$ , Вт/кг) монокристаллов Fe–3% Si с разной ориентацией (угол  $\beta^\circ$ ).

**Table 1.** Influence of stretching ( $\sigma = 20$  MPa), scratching ( $S$ , interval 5mm) and their complex on the magnetic losses ( $P$ , W/kg) mono-crystals Fe–3% Si with different orientation (angle  $\beta^\circ$ ).

$\beta^\circ$	$B_{800}, T$	$P_0$	$\Delta P = P_0 - P$					
			$\sigma$	%	$S$	%	$\sigma + S$	%
0	2,040	1,18	1,18 – 1,02 = 0,16	14	1,18 – 0,86 = 0,32	27	1,18 – 0,75 = 0,43	37
1	1,977	0,83	0,83 – 0,68 = 0,15	18	0,83 – 0,63 = 0,20	24	0,83 – 0,53 = 0,30	36
2	1,949	0,68	0,68 – 0,52 = 0,16	23	0,68 – 0,55 = 0,13	19	0,68 – 0,46 = 0,22	32
3	1,918	0,72	0,72 – 0,58 = 0,14	20	0,72 – 0,61 = 0,11	15	0,72 – 0,54 = 0,18	25
4	1,890	0,82	0,82 – 0,67 = 0,15	18	0,82 – 0,75 = 0,07	9	0,82 – 0,64 = 0,18	22
5	1,863	1,03	1,03 – 0,90 = 0,13	13	1,03 – 0,99 = 0,04	4	1,03 – 0,86 = 0,17	16
6	1,834	1,28	1,28 – 1,18 = 0,10	8	1,28 – 1,26 = 0,02	1,5	1,28 – 1,15 = 0,13	10

**Табл. 2.** Магнитные свойства сталей ( $B, P$ ) до и после скрайбирования, ЛЛО и ТМО.

**Table 2.** Magnetic properties of steels ( $B, P$ ) before and after scratching, LLT, TMT.

Покрытие Cover	Марка Mark	Свойства Properties	$B, T; P, W/kg$ и их изменение (%) при: $B, T; P, W/kg$ and their change(%) at:			
			Исх. Init.	Скрайб. Scratched	ЛЛО LLT	ЛЛО + ТМО LLT + TMT
Mg–P–B	3407	$B_{800}$	1,87	1,82	1,86	1,88
		$P_{1,7/50}$	1,18	1,11	1,07	1,05
		$\Delta P, \%$	–	6	9	11
	3409	$B_{800}$	1,93	1,89	1,88	1,89
		$P_{1,7/50}$	1,06	0,97	0,92	0,89
		$\Delta P, \%$	–	8,5	13	16



(растягивающего металл) электроизоляционного покрытия [2] с коэффициентом теплового расширения (КТР) меньшим, чем КТР  $13 \times 10^{-6} \text{ град}^{-1}$  стали химического состава Fe – 3% Si.

При ЛЛО [3] наносимые на поверхность ленты поперечные относительно оси текстуры узкие зоны тепловой деформации с промежутками  $\sim 5 \text{ мм}$  (Рис. 2b) создают магнитные поля рассеяния и дополнительные зародыши перемангничивания 4, уменьшая в 3–4 раза исходную ширину полосовых  $180^\circ$  магнитных доменов и, соответственно, мощность магнитных потерь. Как и в случае монокристаллов, эффект снижения магнитных потерь зависит от степени совершенства кристаллографической текстуры и составляет 9% и 13% в лентах стали марок 3407 и 3409 (Табл. 2).

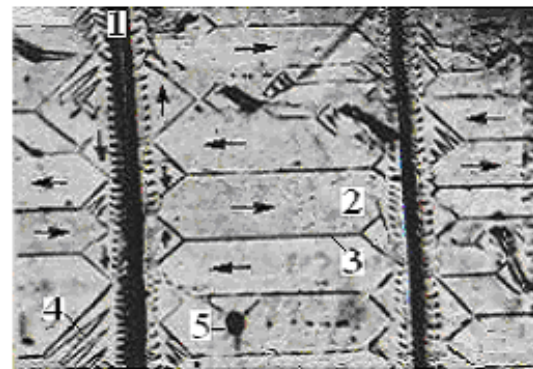
Последующая ТМО при  $H=1.4 \text{ кА/м}$  и температуре  $400^\circ\text{C}$ , уменьшающая неоднородные внутренние напряжения и дестабилизирующая домены, увеличивает эффекты снижения магнитных потерь ещё на 2–4%. Значительное снижение величины магнитных потерь до 0.35–0.60 Вт/кг, достигнутое при ЛЛО высокотекстурованных ЭТС малых толщин 0.10–0.20 мм [4,5], открывают большие перспективы в применении ЛЛО и ТМО [6].

Зоны механической деформации можно создавать локальными изгибами ленты (Рис. 3а), продвигаемой между валками, один из которых имеет зубчатую поверхность, а другой — гуммирован. При этом, в кристаллической решетке формируется достаточно широкие зоны неоднородных напряжений со структурой двойников и полос скольжения. В дальнейшем, даже и после низкотемпературного отжига (переход из напряжённого в менее напряжённое состояние), лента полностью не возвращается к плоскому состоянию, а полигональная структура деформированных зон, плавно переходящая к исходной структуре кристалла (Рис. 3б), не создаёт существенного рассеяния магнитного потока. В межзонных промежутках практически не образуются дополнительные зародыши перемангничивания и снижение полных магнитных потерь составляет лишь 4–5%. Обнаружено, что механическое выпрямление рулонной кривизны отожжённой ленты в магнитопроводе (переход из ненапряжённого в напряжённое состояние), наоборот, приводит к росту магнитных потерь и требует отжига.

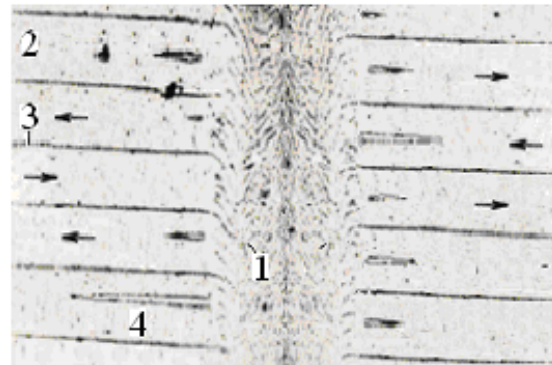
#### 4. Заключение

Исследование эффекта локальной лазерной обработки моно- и поликристаллических лент стали выявило резкое снижение магнитных потерь при увеличении степени совершенства текстуры с максимумом при её идеальном виде (110)[001], то есть с  $\beta=0^\circ$ .

Результаты показывают, что для уменьшения ширины полосовых магнитных доменов и магнитных потерь в электротехнических сталях Fe – 3% Si применение комплекса локально лазерной обработки, растяжения и термомагнитной обработки в настоящее время более эффективно в условиях заводского производства стали, чем рассмотренные методы измельчения доменов локальным изгибом или скрайбированием.



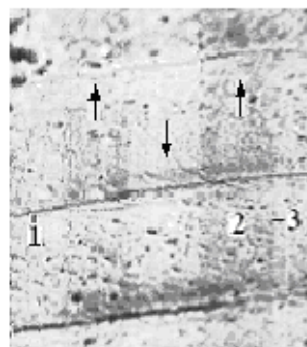
а



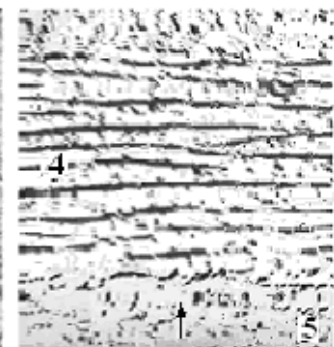
б

**Рис. 2.** Замыкание магнитного потока вблизи зон скрайбирования (1) суженных полосовых  $180^\circ$  доменов (2) призматическими замыкающими  $90^\circ$  доменами (4), участок локальной деформации (5), границы доменов (3) (а); Зона лазерной деформации (1) полосовых  $180^\circ$  доменов (2), клиновидные зародыши перемангничивания (4) (б);  $\leftarrow$  направление намагниченности доменов.  $\times 30$ .

**Fig. 2.** Bring up of the magnetic stream near of scratching zones (1) of narrowed stripe  $180^\circ$  domains (2) by prismatic  $90^\circ$  bring up domains (4), local deformation part (5), domain boundaries (3) (a); Zone of laser deformation (1) of stripe  $180^\circ$  domains (2), wedge-like origin-re-magnetization (4) (b);  $\leftarrow$  direction of the magnetization of domains.  $\times 30$ .



а  $\times 30$



б  $\times 200$

**Рис. 3.** Доменная (а) и кристаллическая (б) структура ленты стали при деформации локальным изгибом: зоны деформации (1 — до, 4 — после отжига), домены (2),  $180^\circ$  границы доменов (3), межзонные промежутки (5).

**Fig. 3.** Domain (a) and crystal (b) structure of steel ribbon: at deformation by local bending: zones of bend (1 — before, 4 — after annealing), domains (2), walls  $180^\circ$  of domain (3), inter-zones spaces (5).

Локально лазерная обработка и термомагнитная обработка в переменном магнитном поле позволяют в сталях высших марок с ребровой текстурой, близкой к оптимальной (марка 3409,  $B_{800} = 1.93$  Тл), снизить магнитные потери  $P_{1.7/50}$  на 15 – 18%, что открывает большие перспективы их применения для решения проблем качества материалов и энергосбережения [7].

*Благодарность/Aknowledgements. Работа поддержана госзаказом ФАНО (тема «Магнит», «Диагностика») и частично проектом № 18-10-2-8 Уральского отделения РАН./The work was partly supported FANO (topic «Magnet», «Diagnostics») and Ural Branch of RAS (grant № 18-10-2-8).*

### Литература/References

1. Yu. N. Dragoshanskii Phys. Met. Metallogr. 89 (Suppl.1), S73–79 (2000).
2. T. A. Khanzina, V. I. Bamburov, Yu. N. Dragoshanskii et al. Patent RU № 1608243, 23.11.1990. (in Russian) [Т. А. Ханжина, В. Г. Бамбуров, Ю. Н. Драгошанский и др. Патент РФ № 1608243, 23.11.1990].
3. B. K. Sokolov, Yu. N. Dragoshanskii. Phys. Met. Metallogr. 1, 92 – 102 (1991). (in Russian) [Б. К. Соколов, Ю. Н. Драгошанский. Физика металлов и металловед. 1, 92 – 102 (1991)].
4. T. Nozawa, M. Mizogami, H. Mogi, Y. Matsuo IEEE Trans. Magn. 32 (2), 572 – 589 (1996).
5. V. I. Pudov, Yu. N. Dragoshanskii. Doklady Physics. 453 (2). 476 – 478 (2013) (in Russian) [В. И. Пудов, Ю. Н. Драгошанский, Доклады РАН, техническая физика. 453 (2). 159 – 161 (2013)]. DOI: 10.1134/S1028335813110098
6. V. I. Pudov, Yu. N. Dragoshanskii. Phys. Solid State. 58 (2). 252 – 258 (2016) (in Russian) [В. И. Пудов, Ю. Н. Драгошанский, Физика твёрдого тела, 58 (2), 252–258 (2016)]. DOI: 10.1134/S1063783416020232
7. B. V. Molotilov, Steel, 2, 59 (2017) (in Russian) [Б. В. Молотилов, Сталь, 2, 59 (2017)].