

Изобретение относится к металлургии, в частности, к составам для пружинных сталей, и может найти широкое применение в машиностроении, автомобилестроении для изготовления пружин, рессор, торсионных валов, пневматических зубил, пружин передней и независимой подвесок автомобиля, натяжных пружин и т.п.

Наиболее близкой к заявляемой является сталь, марки 60С2, [1] которая содержит ингредиенты в следующих количествах (вес. %):

углерод	0,57-0,65
кремний	1,5-2,0
марганец	0,6-0,9
хром	≤ 0,3
железо	остальное до 100%

Механические свойства этой стали представлены в таблице 1:

Данная сталь имеет недостаточно высокие механические свойства, сопротивление хрупкому разрушению, что определяется ее химическим составом.

В основу изобретения поставлена задача создания стали, микролегированием которой достигается повышение механических свойств и сопротивления хрупкому разрушению и за счет этого уменьшается брак при изготовлении пружин, увеличивается срок службы изделий из этой стали как при нормальных, так и при пониженных температурах эксплуатации.

Поставленная задача решается тем, что в сталь, содержащую железо, углерод, кремний, марганец, согласно изобретению, введены алюминий, бор и ниобий при следующем соотношении (вес. %):

углерод	0,57-0,65
алюминий	0,02-0,06
кремний	1,5-2,0
бор	0,001-0,003
марганец	0,6-0,9
ниобий	0,02-0,06
железо	остальное

При этом отношение бора к алюминию составляет не менее 0,05.

Как показали исследования, образование трещины в условиях хрупкого разрушения происходят по чашечному механизму, а также по механизму транс- и интеркристаллитного скола. С помощью метода ОЖЕ-спектроскопии при изучении изломов после ударного нагружения установлено, что интеркристаллитное разрушение в большей степени обусловлено влиянием углерода и азота, который содержится в стали. Сегрегация углерода и азота приводит к формированию на границах зерен дополнительных ковалентных связей, что снижает подвижность дислокации и увеличивает их стабильность в приграничных зонах. Образование приграничных дислокационных скоплений создает внутренние напряжения, затрудняет сток дислокации к границам зерен, облегчает межзеренное разрушение при ударном нагружении.

Оптимальное соотношение бора к алюминию приводит к устранению межзеренного разрушения за счет отсутствия сегрегации азота по внутренним границам раздела при отпуске. Для устранения сегрегации углерода в сталь дополнительно введен ниобий, который при предложенном содержании в стали находится в твердом растворе приграничных зон зерен и тем самым затрудняет сегрегацию углерода и ослабление межзеренной связи при деформации и разрушении. Превышение оптимального содержания ниобия приводит к образованию карбидов и выходу его из твердого раствора, что снижает его положительное действие на химический состав приграничных зон зерен.

При меньшем содержании ниобия эффективность его действия на межзеренное разрушение стали с вышеуказанным содержанием углерода недостаточна.

После термической обработки стали с добавкой ниобия имеют в 1,5-2 раза величину зерна меньше, чем без ниобия. В стали без ниобия величина зерна после термической обработки достигает 30 – 35 мкм. При введении ниобия величина зерна становится равной 20 – 28 мкм. Этим обусловлено повышение прочности, пластичности и сопротивления хрупкому разрушению. Устранение межзеренного разрушения достигается влиянием ниобия на химический состав приграничных зон зерен, уменьшением концентрации углерода на большеугловых границах зерен.

Для получения стали были подготовлены смеси ингредиентов, содержащие (вес. %):

I - углерод 0,57, кремний 1,5, марганец 0,6, алюминий 0,02, бор 0,001, ниобий 0,02.

II - углерод 0,6, кремний 1,7, марганец 0,8, алюминий 0,04, бор 0,002, ниобий 0,04.

III - углерод 0,65, кремний 2,0, марганец 0,9, алюминий 0,06, бор 0,003, ниобий 0,06.

Выплавка сталей проводилась в 30-ти килограммовой индукционной высокочастотной печи. В качестве шихты применялась сталь 60С2 и ферросплавы. Жидкую сталь раскисляли в ковше алюминием в количестве 0,6 г на 1. кг жидкой стали. Стали разливали фракционным методом в слитки массой 10 кг. Слитки подвергали гомогенизации при 1100<sup>0</sup>С в вакуумной печи в течение 5 часов, что обеспечивало получение однородной структуры. Отожженные слитки ковали на прутки сечением 15х15 мм при температуре 1150-850<sup>0</sup>С, после чего из них изготавливали образцы для проведения последующей термической обработки (нормализации, закалки и отпуска) и испытаний. Полученные сплавы имели следующие механические свойства (таблица 2):

Как видно из таблицы 2 при сравнении свойств предложенной и известной стали, заявляемая сталь имеет более высокие механические свойства:

$\sigma_{0,2}$  возрастает на 6-8%.

$\sigma_B$  на 5-7%,  $\delta$  - на 10-15%.

$\Psi$  - на 10-12%, КСЧ - на 35-40%.

порог хладноломкости смещается в сторону отрицательных температур на 40<sup>0</sup>С.

Повышение механических свойств и хладнотойкости предлагаемой стали уменьшает брак при изготовлении пружин, увеличивает срок службы изделий из этой стали как при нормальных, так и при пониженных температурах эксплуатации.

Режим термической обработки	Механические свойства						$\sigma_{\text{н}}$ $\frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$
	$\sigma_{0,2}$ $\frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$	$\sigma_{\text{в}}$ $\frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$\sigma^{-1}$ $\frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$ рассчитан по		
					$\sigma_{\text{т}}$	$\sigma_{\text{в}}$	
Закалка + отпуск 460°C	120	130	6	25	44	51	—
Закалка + отпуск 550°C	111	130	12	32	—	—	2,5

Таблица 2

Таблица сравнительных испытаний известной и предложенной сталей

	Номер плавки	Обработка	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{в}}$ кгс/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	KCU кгс/мм <sup>2</sup>	$T_{\text{к}}^{50}$ °C
Предложенная сталь	№ 1	закалка + 870°C	129,6	140	7	27,5	2,5	-20°C
	2	±отпуск	128	139,1	7,5	28	3	
	3	460°C	130	141	7	27	2,5	
Предложенная сталь	1	закалка + 870°C	117,5	140,5	13	35	3,5	
	2	отпуск	116	139	13,7	34,5	3,7	
	3	550°C	118,5	140	13,5	35,5	3,3	
Известная сталь	4	закалка + 870°C	118	128	6,3	25	2,1	20
	5	отпуск 460°C	122	132	6	25	2,0	
Известная сталь	4	закалка + 870°C	110	129	12	32,5	2,5	
	5	отпуск 550°C	112	131	12	32	2,5	