

Изобретение относится к металлургии, в частности к производству проката ответственного назначения методом термомеханической обработки.

Наиболее близким к предложенному по технической сущности и достигаемому результату является способ термомеханической обработки толстолистовой стали, включающий аустенизацию, предварительную прокатку и окончательную прокатку в реверсивном режиме при температуре ниже температуры рекристаллизации аустенита, но выше точки  $A_{r3}$  с подстуживанием в процессе прокатки со скоростью 3-15 град/с, последующее охлаждение листа на спокойном воздухе до температуры не ниже  $A_{r1} + 50^\circ\text{C}$  и далее со скоростью 6-30 град/с до температуры ( $A_{r1} - 30^\circ\text{C}$ ) -  $500^\circ\text{C}$ , а затем на спокойном воздухе до цеховой температуры [Авт. св. СССР № 1447889, кл. С 21 D 8/00, 1987]. Приведенный способ термомеханической обработки не обеспечивает необходимого уровня хладостойкости стали в околошовной зоне при сварке.

В основу изобретения поставлена задача создать такой способ производства проката путем оптимизации термомеханического режима обработки слэбов из малоперлитной стали определенного состава, который обеспечивает получение малоперлитной стали, обладающей высокой прочностью, пластичностью и хладостойкостью с высокими значениями низкотемпературной вязкости зоны термического влияния после сварки.

Решение указанной задачи достигается тем, что в способе термомеханической обработки слэбов из малоперлитной стали, включающем аустенизацию, предварительную деформацию и окончательную деформацию в реверсивном режиме и охлаждение, согласно изобретению аустенизацию осуществляют при температуре на  $60-100^\circ\text{C}$  ниже температуры растворимости нитридов титана, предварительную деформацию заканчивают при температуре на  $140-200^\circ\text{C}$  выше  $A_{r3}$ , а окончательную деформацию производят при температуре на  $20-100^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r3}$ , при этом между предварительной и окончательной деформациями осуществляют дополнительное охлаждение со скоростью 0,25-2,0 град/с до температуры  $A_{r3} + 40^\circ\text{C} + A_{r3} - 10^\circ\text{C}$ , а охлаждение после окончательной деформации осуществляют со скоростью 1,0-4,0 град/с до температуры на  $150-250^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r1}$ , при этом термомеханической обработке подвергают слэбы из стали, содержащей, мас. %: углерод 0,05-0,15; марганец 1,0-1,7; кремний 0,15-0,40; ниобий 0,01-0,05; ванадий 0,03-0,07; титан 0,01-0,04; кальций 0,001-0,01; азот 0,003-0,01; медь 0,02-0,3; никель 0,01-0,3; алюминий 0,02-0,06; железо остальное, при отношении  $\text{Ca/S} = 0,5-2,0$   $\text{HNb} + \text{Ti} + \text{V} \leq 0,12-0,14$ . Кроме того, после операции охлаждения и достижения температуры на  $150-250^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r1}$  слэбы подвергают нагреву со скоростью 0,5-3,0 град/с до температуры на  $80-100^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r1}$  с последующим окончательным охлаждением со скоростью 0,5-2,0 град/с.

Так же, после операции охлаждения со скоростью 1-4 град/с и достижения температуры на  $150-250^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r1}$ , дальнейшее охлаждение проката осуществляют со скоростью 0,01-0,5 град/с.

Экспериментально установлено, что выбранные параметры режимов термомеханической обработки и состав стали обеспечивают получение наряду с высокой прочностью высокую низкотемпературную вязкость как основного металла, так и зоны термического влияния после сварки.

1. Осуществление аустенизации при температуре менее чем на  $80^\circ\text{C}$  ниже температуры растворимости нитридов титана приводит к началу роста зерна аустенита и в дальнейшем получению разноструктурной структуры феррита.

Осуществление аустенизации при температуре более чем на  $100^\circ\text{C}$  ниже температуры растворимости нитридов титана приводит к недостаточному количеству переведенного в твердый раствор ниобия, что не обеспечит получения необходимого уровня прочности.

2. Окончание предварительной деформации при температуре менее чем на  $140^\circ\text{C}$  выше  $A_{r3}$  и более чем на  $200^\circ\text{C}$  выше  $A_{r3}$  не позволит подготовить зерна аустенита к заключительной деформации.

3. Осуществление окончательной деформации в выбранном интервале температур (на  $20-100^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r3}$ ) обеспечивает получение мелкозернистой структуры аустенита и высокого комплекса взаимно исключаящих показателей механических свойств высокой прочности и хорошей пластичности.

4. Охлаждение между предварительной и окончательной деформациями со скоростью менее чем 0,25 град/с и до температуры менее  $A_{r3} + 40^\circ\text{C}$  приводит к росту зерна аустенита и снижению механических свойств.

Охлаждение между предварительной и окончательной деформациями со скоростью более чем 2,0 град/с до температуры более  $A_{r3} - 10^\circ\text{C}$  приводит к образованию закалочных структур и возникновению дефектов заготовки.

5. Охлаждение после окончательной деформации со скоростью менее 1,0 град/с и до температуры менее чем на  $100^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r1}$  может привести к рекристаллизации феррита и возникновению разноструктурности.

Охлаждение после окончательной деформации со скоростью более 4,0 град/с и до температуры более чем на  $180^\circ\text{C}$  ниже  $A_{r1}$  способствует протеканию процесса  $\alpha$ - $\beta$ -превращения по промежуточному механизму и снижению пластичности и хладостойкости металла.

6. Качественный и количественный составы стали выбраны из следующих соображений: углерод, марганец, ванадий, ниобий, титан и азот способствуют формированию мелкозернистого, Однородного зерна феррита в процессе термомеханической обработки и обеспечивают необходимый уровень прочности, пластичности и хладостойкости. При сварке в зоне термического влияния комплексное используемое микролегирование титаном, ниобием и ванадием позволит исключить разупрочнение зоны термического влияния и сохранить мелкозернистую структуру с высокой низкотемпературной вязкостью. Кремний и алюминий в выбранных пределах обеспечивают получение глубокой раскисленности стали и отрицательно не влияют на низкотемпературную вязкость и хладостойкость.

Отношение кальция к сере в заявленных пределах способствует полной глобуляризации сульфидных включений и повышению ударной вязкости при отрицательных температурах.

7. Превышение суммарного содержания микролегирующих ниобия, титана и ванадия при сварке вызывает образование промежуточных структур и снижает хладостойкость и низкотемпературную вязкость зоны термического влияния. Медь и никель в заявленных пределах способствуют обеспечению необходимых

прочностных свойств, не снижая при этом других показателей качества.

Параметры подогрева после охлаждения и достижения температуры на 100-180°C ниже  $A_{r1}$  обеспечивают релаксацию деформационных напряжений в матрице и повышение пластичности металла.

Пример. Сталь была выплавлена в 350-тонном кислородном конвертере и после внепечного рафинирования разлита на МНЛЗ. Химический состав стали был следующим, мас. %: углерод 0,10; марганец 1,35; кремний 0,27; ниобий 0,075; ванадий 0,05; титан 0,025; кальций 0,0057; азот 0,0065; медь 0,16; никель 0,15; алюминий 0,03; сера 0,0045. Отношение Ca/S было 1,25: суммарное содержание ниобия, ванадия и титана было 0,10 мас. %. Прокатку производили на двухклетьеовом реверсивном стане 3600. Температура нагрева составляла 1180°C. Температура завершения предварительной деформации была 950°C, охлаждение до начала чистовой деформации проводили со скоростью 1,2 град/с. Температура начала чистовой деформации 815°C, а завершения - 740°C. Охлаждение после завершения деформации осуществляли со скоростью 2,5 град/с водовоздушной смесью до температуры 490°C, после чего раскат подогревали со скоростью 1,7 град/с до 630°C и затем охлаждали до комнатной температуры на воздухе со скоростью 1,2 град/с.

Возможно после операции охлаждения со скоростью 2,5 град/с, после достижения температуры 490°C, дальнейшее охлаждение производить замедленно, например, в стопе со скоростью 0,2 град/с.

Испытания механических свойств осуществляли на поперечных образцах. Механические свойства на растяжение определяли на плоских пятикратных образцах, а на ударную вязкость - на образцах Шарпи при -20°C и Менаже при -60°C.

Хладостойкость металла определяли по результатам серийных испытаний образцов ДВТТ при 80% вязкой составляющей в изломе. Низкотемпературную вязкость металла зоны термического влияния после сварки определяли на образцах Шарпи при температуре -20°C.

Химический анализ изготовленных образцов представлен в табл. 1, параметры заявленного и известного способов - в табл. 2.

Из полученных результатов видно, что предложенный способ термомеханической обработки слэбов из малоуглеродистой стали обеспечивает получение высокой прочности, пластичности и хладостойкости стали при сохранении высокой низкотемпературной вязкости зоны термического влияния после сварки.

Номера плавов	Содержание химических элементов, мас. %				
	C	Mn	Si	Nb	V
1	0,15	1,7	0,4	0,03	0,06
2	0,10	1,35	0,27	0,025	0,05
3	0,05	1,0	0,15	0,02	0,07

Номера плавов	Содержание химических элементов, мас. %				
	N	Cu	Ni	Al	
1	0,010	0,3	0,3	0,06	0,008
2	0,0065	0,16	0,15	0,03	0,0045
3	0,003	0,01	0,02	0,02	0,001

№ п/п	Температура аустенизации, °C	Температура окончания предваритель- ной деформа- ции, °C	Температура осуществления окончательной деформации, °C	Скорость охлаж- дения между предваритель- ной и оконча- тельной деформациями, °C	Температура охлаждения между предв- рительной и окончательной деформациями, °C
1	1150	920	790	0,5	700
2	1170	950	815	1,2	740
3	1210	980	840	2,0	780
4	1250	1100	850	3,0	720

№ п/п	Скорость подогрева, град./с	Температура подогрева, °C	Скорость охлаждения по- сле подогрева, град./с	Временное сопротивление, Н/мм <sup>2</sup>	Относительное удлинение, %
1	0,5	620	0,5	630	22
2	1,7	630	1,2	620	23
3	3,0	640	2,0	590	25
4*	—	—	—	660	18

\* Отклонения от заявленного режима.