

(178) 669, 141, 241, 2; 621, 785, 6; 620, 172, 22
 ; 620, 178, 746, 22; 539, 52

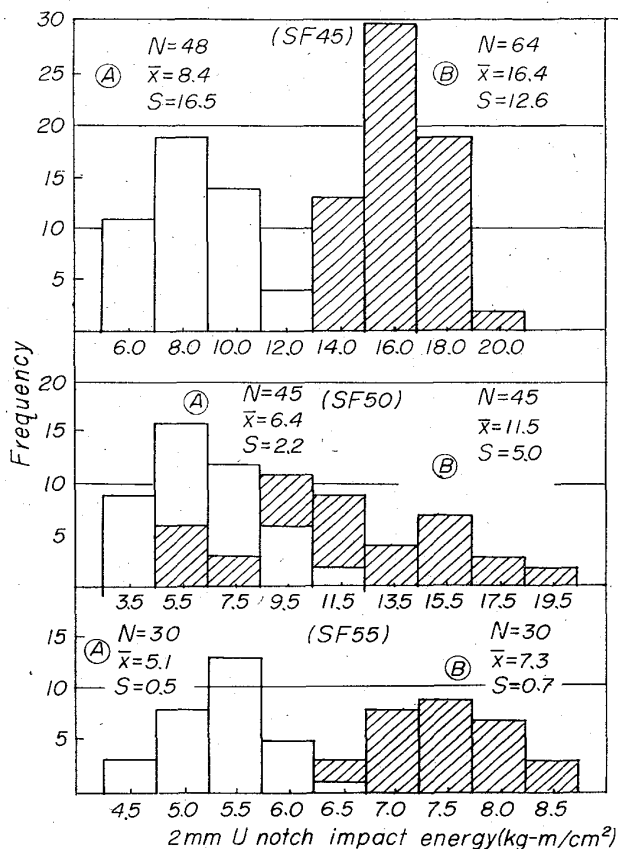


Fig. 4. Variation of impact energy in A and B specimens.

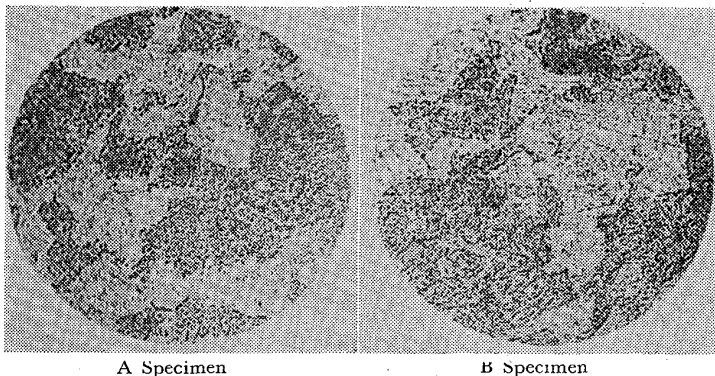


Photo. 1. Photomicro structures of SF55 specimens. $\times 400(2/3)$

現在ヨコ方向の靱性について鍛造条件, 熱処理条件を種々変えて継続試験中である。

文 献

- 1) I. R. KRAMER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 172 (1947), p. 244
- 2) H. SCHWARTZBART: Trans. Amer. Soc. Metals, 44 (1952), p. 845
- 3) O. O. MILLER: Trans. Amer. Soc. Metals, 43 (1951), p. 260
- 4) H. BORCHERS: Stahl u. Eisen, (1957), p. 78
- 5) O. M. ELLIS: Trans. Amer. Soc. Metals, (1939) p. 61

(178) 軟鋼の高温焼入による強靱性の増加について

北海道大学, 工学部

工博 萩原 巖・工博○高橋忠義・大鈴弘忠

Increased Strength and Toughness of Mild Steel due to High-Temperature Quenching.

Dr. Iwao HAGIWARA, Dr. Tadayoshi TAKAHASHI and Hirotada ŌSUZU.

1. 結 言

かなり以前に著者らの一人萩原¹⁾が, 完全に焼入された特殊鋼(低炭素低合金鋼)の焼戻状態(ソルバイトの範囲)における靱性は, それまで問題にされなかつたほどの微量な磷と硫黄によつて非常に低下し, それにくらべると, 有効であると信じられていた各種の合金元素の効果は著しく僅少であるか, または全く無効であることを認めた. そのことはとりもなおさず低炭素低合金鋼の靱性における合金元素の役割りが, 直接的な作用ではなく, 鋼の焼入性の増進という間接的作用であることを物語っている. しからば合金元素を含まない低炭素鋼でも, これに焼入することができたならば, それを適当に焼戻することによつて, 同じ炭素量の合同鋼と同等の強靱性が得られるはずである.

しかしながら, 0.2% C 内外の低炭素鋼に焼きを入れるということは, 細い針金などの場合を除いて, 普通の方法では望み難いことなので, 少なくとも 10 mm 以上の実用材力試験片での実験は不可能に属することのようであつた.

しかしまた一方では, その真の理由は別として, 焼入温度の上昇が, 一般に鋼の焼入性を増加することは古くから良く知られているが, その結果生ずるオーステナイト結晶粒の粗大化を恐れて, また直接の高温焼入は実施が困難な理由もあつて, 利用の対称とされず, 圧延または鍛造による結晶粒の微細化の過程を経た後に水焼入する試みが行なわれている程度である.

高温加熱におけるオーステナイトの結晶粒の粗大化は靱性を果してどれほどまで阻害するかは, 実のところまだ十分確められていないことのように思われるので, 筆者らが目的としている軟鋼の焼入性増加の方法として, それが全く役立たないかどうか, その利用を一応試して見てもよいのではないかと考

えた.

2. 実 験 方 法

試料はこの研究のため特に富士鉄中研において溶製したもので, 主として硫黄量を異にする 2 種のアルミキルド鋼塊の鍛材を用いた. すなわち鋼塊頭部 290 mm ϕ , 底部 250 mm ϕ , 高さ 1100 mm で重量 500 kg の鋼塊をつくり, それのトップおよびボトムを切断し, さらに 1/2 高さで 2 つに切断する. その後鋼塊の中心部を 80 mm ϕ だけくりぬき, つづいて縦方向に十字に切断して 4 個のブロックをつくる. したがつて上下合せて 8 個となる. その各ブロックを明確に分類し, 25 mm ϕ の丸棒に鍛造し, 長さ約 500 mm に切断したものを実験に使用した.

Table 1. Chemical composition (%).

Element Steel	C	Si	Mn	P	S	Al (soluble)
A	0.201	0.17	0.17	0.006	0.010	0.052
B	0.162	0.15	0.16	0.012	0.033	0.043

その成分は Table 1 のごとく A 鋼はとくに燐と硫黄量の少ない 0.2% C の炭素鋼であり、B 鋼の硫黄量はやや多く 0.033% S とした 0.16% C の炭素鋼である。

B 鋼の硫黄量を少しく高めた理由は、硫黄が高温加熱によるパーニングと関係があると考えたからである。

熱処理炉としては横型の精製したアルゴン雰囲気のパ管状シリコニット加熱炉を使用した。

一般に焼入温度は 900°C から 1400°C までの各温度より水焼入を行なつたが、硬化能の実験では高温加熱の影響を見るため各高温度に保持後、焼入れ冷却速度を一定にするため、900°C の恒温ソルトバスに 5min 間保持後水焼入する方法も試みた。試料の切断および研磨には温度上昇を防ぐため水冷カッターおよび湿式研磨によつて行なつた。

3. 実験結果

3.1 焼入硬化

20 mm 径丸棒の中心硬度およびオーステナイト粒度と焼入温度 (保持 30 min) の関係を Fig. 1 に示した。直接焼入の硬度は A, B 試料とも 1100°C 付近から急に硬化をはじめ、1300°C 以上ではほぼ一定値に達し、A 鋼では Hv 約 460, B 鋼では 440 になつている。マルテン

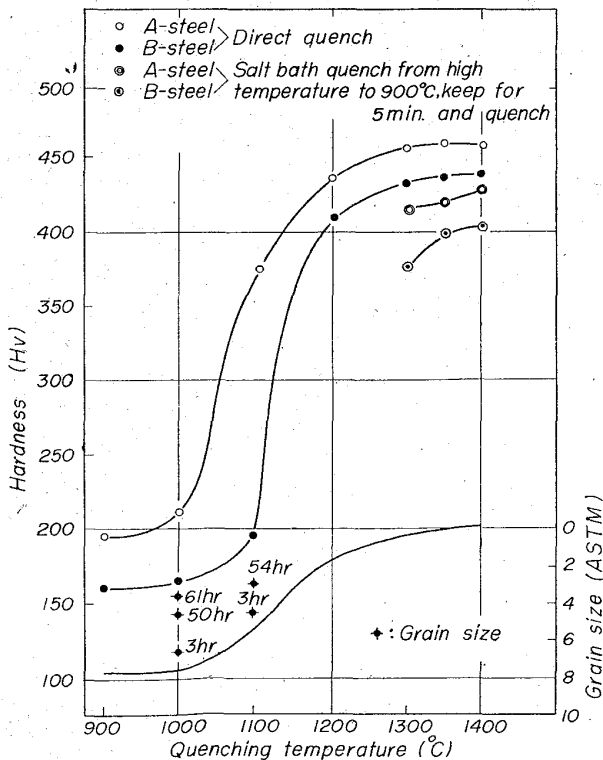


Fig. 1. Effect of quenching temperature on as-quenched center hardness and austenite grain size of A-, B- steel (20 mm dia.)

サイト組織の最高硬度は 0.2% C に対し Hv 500, 0.16% C に対し Hv 460 が得られていることを考慮すると 1300°C の焼入温度で A, B 両鋼種ともほとんど最高焼入硬度になつており、このような低炭素鋼の 20 mm 直径の試片が、その内部まで完全焼入の近くまで硬化することは注目すべきことである。

いま加熱後空冷した組織の ASTM 結晶粒度をもつて近似的なオーステナイト結晶粒度であるとすれば、Fig. 1 の下方に示す曲線のように、焼入硬度曲線と類似の形となり、従来考えられているように焼入硬化能とオーステナイト結晶粒度が密接な関係にあることが知られる。

しかし同じく 1300°C 以上に加熱された試片でも、これをいつたん 900°C の塩浴に 5 min 保持の後水焼入した場合の硬度は Fig. 1 において、かなり低い値を示したことは、焼入硬化の因子として結晶粒度のほかに別の因子の存在が考えられるが、その説明は今後の研究に譲るものとする。なお結晶粒度は図示のごとく保持時間とともに成長するが、1000°C ~ 1100°C で 50 hr 以上保持しても 1300°C と同等の粒度にまでは成長しない。また両試料ともに一般に細粒であるのは Al 脱酸のためであろう。

顕微鏡組織を見ると 1100°C まではやや厚いフェライト網を持つた一次ソルバイトであるが、1200°C 以上になると粒内は黒い針状のマルテンサイト組織となる。顕微鏡的には完全なマルテンサイトか、焼入途中で焼戻されたいわゆる Q-Martensite か、または下部ペーナイトであるか判別不明であるが、後述の組織のマイクロピッカース硬度の測定結果から、これは完全な低炭素マルテンサイトであると判定された。またそのオーステナイト粒界では薄いフェライトを骨として羽毛状ペーナイトが発生し、それは焼入温度の上昇とともに減少はするが、1400°C においてもなおわずかながら認められた。A 試料について測定した粒界ペーナイト組織のマイクロピッカース硬度は 362 であり、他方粒内マルテンサイトの硬度は 509 と測定され、完全焼入硬度を示した。前記の硬度曲線は、この粒界上部ペーナイトと粒内ペーナイトの混合組織が測定された結果として、完全焼入硬度よりやや低い値となつたものと推定される。

材力試験には粒界上部ペーナイトの発生は好ましくないと考えたので、試料の直径を減じて 10 mm にした場合の焼入硬度 (保持 7 min) を求めたところ、1300°C 以上では Hv 480 となり、顕微鏡的にも、その中心に粒界ペーナイトは認められなくなり、10 mm 直径の丸棒は、その中心まで完全焼入することが可能であることを確かめることができた。

鋼中に存在する鍛伸された硫化物の高温熱処理による挙動の観察によれば、各高温焼入温度に 25 min 保持において、1100°C から分断、球状化を起しはじめ、1300°C では分断はほとんど終り、球状化の傾向が強くなる。1400°C になると結晶粒界付近、あるいは粒内に空孔が現われる。以上のことより鍛造された鋼の異方性をとりのぞくための高温焼入の短時間保持では、1300°C で焼入するのが、硫化物の形から見て最も効果的であることが判明した。

3.2 材力試験

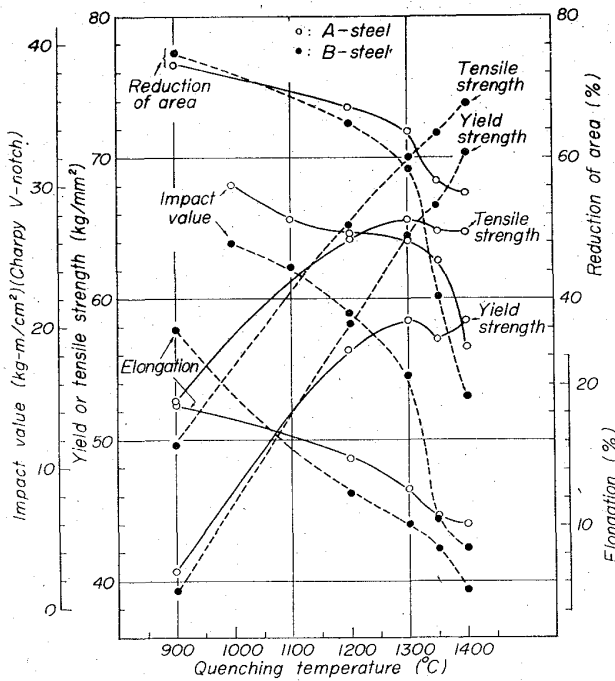


Fig. 2. Tensile and Charpy V-notch impact test on A-, B-steel quenched from various temperature and tempered at 600°C.

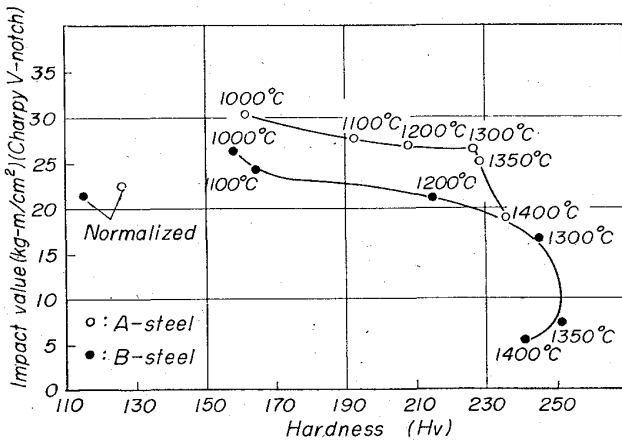


Fig. 3. Relation between hardness and Charpy V-notch impact value of A-, B-steel quenched from various temperature and tempered at 600°C.

以上の焼入硬度試験の結果 10 mm 直径の試片を焼入し、これを 600°C に焼戻した場合の材力試験を行なった。結果は Fig. 2 に示すごとく焼入温度の上昇とともに抗張力を増加し、1300°C で A 鋼は 65 kg/mm² にもなっている。1350°C では A、B 鋼ともパーニングを開始して伸び、絞り、衝撃値の急激な低下が見られるが、硫黄の多い B 鋼のほうがパーニングの傾向が強く現われている。しかし高温になるほどかえって抗張力は B 鋼のほうが高くなっており、これは硫黄の固溶のためではないかと考えられるが詳細は今後の研究とする。

抗張力と絞りの関係を特殊鋼の Ni 鋼、Ni-Cr 鋼、Ni-Cr-Mo 鋼などの多数の測定値の平均曲線と比較してみた結果は両者がよく一致していることが知られた。

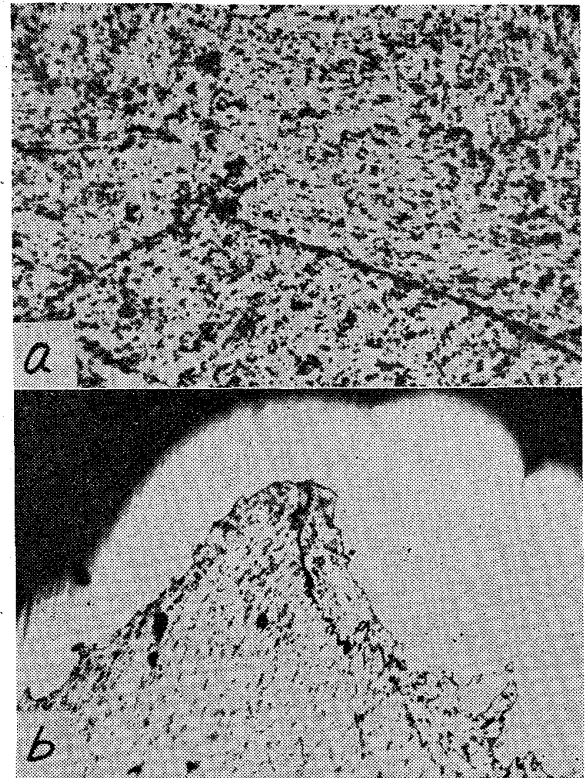


Photo. 1. Microstructure (a) and nickel-plated fracture surface (b) of A-steel quenched from 1300°C and tempered at 600°C. (a) ×600, (b) ×300 (9/10)

つぎに硬度 Hv と室温のシャルピー衝撃値の曲線 Fig. 3 は焼入温度の増加とともに、硬度が増加し、その割合に衝撃値の低下が少なく、1350°C に至つて急減している。これを特殊鋼の従来の H_B とアイゾット値との関係で示すと、特殊鋼の硬度範囲 220~230 では 65~70 ft-lb であり、本実験の 1300°C 焼入戻しの試料では A 鋼で 152.4 ft-lb、B 鋼では 98.4 ft-lb となり、A 鋼は 2 倍以上の値を示した。このように炭素鋼が非常に高い値であつたのには、アイゾット値への換算に問題があるが、ノッチの形状は両者において等しく、屈曲角はシャルピーがアイゾットの 2 倍近くになるが、それにしても炭素鋼の吸収エネルギーのほうが特殊鋼よりすぐれていると見られる。また衝撃値が、その焼準の場合においても、一般の軟鋼よりも高い値を示したのはアルミキルドのためと考えられる。硫黄量の多い B 鋼はそれだけ各硬度に対し、一様に衝撃値の低下が現われ、微量の硫黄の脆性作用が認められた。

3.3 顕微鏡組織

Photo. 1-(a) には A 鋼の 1300°C 焼入、600°C 焼戻しの顕微鏡写真を示した。微粒セメントライトが均一に分布した組織となり、結晶粒界には特に異常は認められなかった。衝撃試験片の破面を見ると、元のオーステナイトに比べて極度に細かい鋸歯状の繊維状破面を示し、粒界破面の兆候は全然認められず、それをニッケルメッキした縦断面の顕微鏡写真 Photo. 1-(b) によれば、オーステナイト粒界と見られるものがあるにもかかわらず、破面はその粒界を通らず、粒内に発生しているのが見られる。

4. 結 言

1) アルミキルドの細粒軟鋼で 0.2% C と 0.16% C のものの 10 mm 直径試験片の 1300°C の高温焼入によつて抗張力 (kg/mm²) はそれぞれ 65.8, 70, 降伏点 (kg/mm²) 58.6, 64.6, 硬度 (Hv) 228, 245, 絞り (%) 64, 58.1, 伸び (%) 11.6, 10.1, V ノッチシャルピー衝撃値 (kg·m/cm²) 26.4, 16.8, が得られた。この材力値は同じ炭素含有量の合金鋼に匹敵し、特に衝撃値はそれを凌駕する成績であつた。

2) パーニング温度 (1350°C) にいたるまでの高温加熱で生ずる粗粒オーステナイトは少なくとも常温の靱性には有害な作用を示さなかつた。

3) 硫化物は高温加熱によつて分断、球状化される。

4) 特殊鋼におけると同様に硫黄は有害であつたが、材力的には焼戻し抵抗が強いようであつた。

5) 従来おそれられていた過熱脆性は微粒硫化物のオーステナイト粒界への析出によるが、高温からの水焼入は、その固溶型硫化物の粒界析出を妨げるため、脆性が生じないのであろう。

文 献

1) 萩原: 鉄と鋼, 28 (1942) 11, p. 1209

2) 松原: 鉄と鋼, 51 (1965) 12, p. 2220

(179) 低炭素マルテンサイト鋼の機械的性質におよぼす歪時効の影響

大同製鋼, 中央研究所

○渡辺敏幸・福井彰一・工博 浅田千秋

Effect of Strain Aging on Mechanical Properties in Low Carbon Martensitic Steels.

Toshiyuki WATANABE, Shōichi FUKUI and Dr. Chiaki ASADA.

1. 緒 言

機械構造用合金鋼において、強さ約 100kg/mm² 以上の分野では、良好な強靱性をもつ低炭素マルテンサイトが近来活用されてきている。

低炭素マルテンサイト鋼は強度と靱延性との関係でみると、中炭素系のソルバイト鋼に比べて同等またはすぐれているのであるが、降伏比の点ではやや低いきらいがある。

マルテンサイトの耐力を高める手段として、E. T. STEPHENSON¹⁾は低温焼戻した中炭素系の AISI 4340 を改良した 300M 鋼に少量の永久歪を加えた後、低温時効を施す歪焼戻 (Strain temper) 処理を用いて、著し

く高い耐力値を得ている。これは一種の歪時効と考えられ、彼らは前記処理により低温焼戻状態で析出していた炭化物が、再固溶し転位に雰囲気を形成することによると説明している。また D. V. WILSON は中炭素系の焼入れしたままのマルテンサイトに歪を与えると、その後の焼戻しにおいて、炭化物の析出が抑制され、かつ低温焼戻したマルテンサイトの場合には炭化物の再固溶がみられることを報告している。

われわれは以上の中炭素マルテンサイトにおける歪時効の効果を低炭素マルテンサイトの低合金鋼に適用し、その降伏比上昇効果を検討したところ、焼戻された低炭素マルテンサイトでは、中炭素鋼と同様に耐力の著しい増加が得られ、また焼入れしたままの低炭素マルテンサイトでは、降伏比の増加と同時に靱性の改善が得られたので報告する。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材化学成分

供試材の化学成分を Table 1 に示す。供試材はすべて 200 kg 誘導炉を用いて大気中溶解し、200 kg 鋼塊を皮削りして、熱間圧延で直径 22 mm の丸棒とした。

2.2 実験方法

鋼 A, D および E については、焼入焼戻した低炭素マルテンサイトにおよぼす歪時効の影響について調べるため、直径 22 mm の丸棒で 885°C × 30 min 油焼入れ、300°C × 1hr 焼もどしを行なつた後 JIS 4 号引張り試験片または平行部 10 mm 角の引張試験片に機械加工し、引張試験機で 0~1.0% の永久歪を加えてから 200°C × 1.5hr の低温時効を施して試験に供した。

鋼 B では歪時効前の素材の焼戻し条件の影響を調べるため、焼戻し温度を 0~350°C に変え、予歪を 0.2% として鋼 A の場合と同様な過程で試験片を調製した。

鋼 C では焼入れたままの低炭素マルテンサイトに歪時効を加えることの効果を調べるため、885°C 油焼入れの後予歪を加えないものと、0.2% 予歪を加えた試験片を用意しそれぞれ 200°C で 0~5hr の加熱を行なつて試験に供した。

3. 実験結果

Fig. 1 に鋼 A における歪量と機械的性質との関係を示した。図より焼入焼戻し状態では、0.2% 耐力 72kg/mm², 引張強さ 99 kg/mm² で耐力比 0.73 を示すが、歪時効をほどこすと引張強さはほとんど変化せず、0.2% 耐力の著しい増加がみられ、耐力比も急激に増加し、1% の永久歪でおよそ 1.0 になる。この時引張試験片の破面は良好なカップ状を呈し、高降伏比を有する鋼に一般にみられるような脆化した様相を示していない。また図から明らかなように、予歪が 0.6% 以下では伸びおよび絞りの値には歪時効の影響はほとんど認められない

Table 1. Chemical composition of steels used.

mark	type	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti
A	Low C-Si-Mn-Cr	0.17	0.67	1.18	0.015	0.018	0.16	0.06	1.34	—	—
B	ditto	0.18	0.72	1.13	0.014	0.014	0.12	0.08	1.43	—	0.12
C	ditto	0.19	0.76	1.29	0.014	0.014	0.11	0.08	1.72	—	0.08
D	Low C-Mn	0.19	0.50	1.52	0.019	0.022	0.11	0.10	0.50	—	—
E	Low C-Cr-Mo	0.20	0.26	0.72	0.018	0.011	0.11	0.22	1.01	—	—