

Fig. 2. Hardness of tempered specimens of group [II].

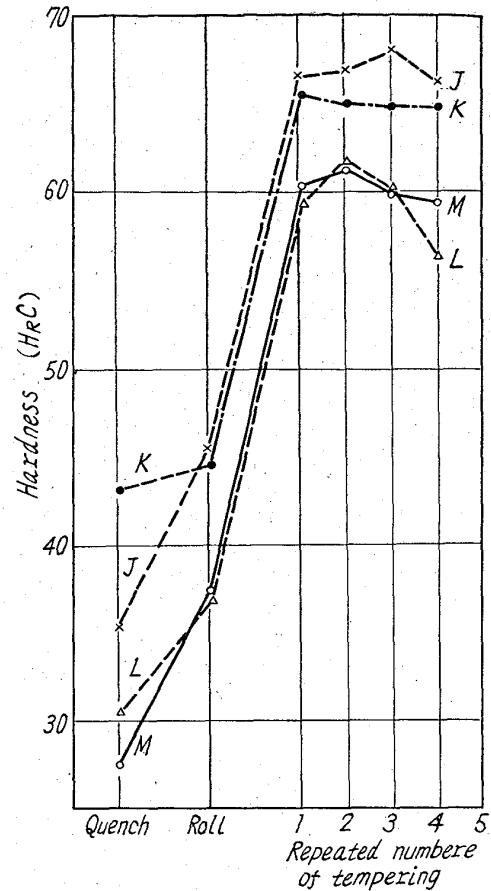


Fig. 3. Effect of cold working and repeated temperings on the as-tempered hardness.

て、Co 含有量を高くすれば良いが、併し Co 含有量を高くすると材質が脆化して鍛造が幾分難しくなる傾向があり、これは V 量を増加する事によつて抑制し得る。[III] 群は W を 20% 以下に留め、Co 含有量を高くし、かつ V 量を 4~5% に増して脆化を防ぐと共に、焼入硬度の低下を計つたものである。[III] 群の焼入硬度は試料 K の HRC 43.5~48.0 を除けばいずれも HRC 35 以下で、最小値は試料 L を 1300°C より焼入した場合の HRC 25.5 である。併し焼戻時効による最高値は、試料 K では HRC 66.5 を示すが、焼入硬度の低いものでは最高 HRC 50 程度に留まる。これに対して焼入硬度の低いものを室温で若干の冷間加工を与えた後焼戻時効を施すと、Fig. 3 に見る如く 600°C の時効で硬度はかなり上昇する。普通時効で硬度の高く出るものはその影響は少ないが、硬度の低かつたものはその影響著しく、いずれも HRC 60 以上に達する。冷間加工の影響については第 2 報で報告する。

IV. 結 言

析出硬化型高速度鋼の組成と硬度の関係について研究し、組成の如何によつては焼入硬度をかなり低下せしめ得ることができ、しかも焼戻時効によつて高硬度のものが得られた。また焼戻時効によつて硬度が余り高くないものでも、時効前に若干の冷間加工を施すことによつて、時効後の硬度を相当高めることが期待せられる。

669.14 = 620, 178, 746, 22.1
621.785, 3, 621.785, 6.17
(149)

中炭素鋼の衝撃性質におよぼす前熱処理の影響に関する 2, 3 の実験結果

63149
住友金属工業中央技術研究所

○岡田 隆 保

Some Results on Effects of Preliminary Heat Treatments upon Impact Properties of Medium-Carbon Steels. 566~568
Takayasu OKADA.

I. 結 言

先に炭素鋼における熱処理後の組織におよぼす前熱処理の影響を検討し^{1), 2)}、フェライト・パーライト組織を Ac₁ 変態点近傍の温度であらかじめ加熱すると、この組織は再熱処理時にいちじるしく消去され難くなり、熱処理後の組織中に前組織と形状ならびに位置的に対応を持つ組織の再現してくることをウィドマンステッテン状組織の消去過程の観察によつて示した。またこの前処理条件、再熱処理時におけるオーステナイト化条件、前組織の消去時間の 3 者の関係ならびに合金元素の影響について検討を行なつた。これらの結果よりこのような前熱処理の効果は、前熱処理加熱中に生ずる組織変化、特に合金

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

Marks	C	Si	Mn	P	S	Cu	Sol. Al	Total N
C 1	0.39	0.22	0.55	0.009	0.011	0.16	0.011	0.010
C 2	0.31	0.24	0.56	0.014	0.020	0.09	0.004	0.010
C 3	0.43	0.35	0.65	0.036	0.031	—	0.013	0.010
C 4	0.38	0.36	0.74	0.038	0.032	0.15	0.015	0.008

元素の挙動と密接な関係を有することが明らかにされ、機械的性質に対しても何らかの影響を与えることが考えられた。

そこで本報では前熱処理の機械的性質、特に衝撃遷移性質におよぼす影響について検討した。この結果について述べる。

II. 供試材ならびに熱処理

供試材の化学成分を Table 1 に示す。いずれも 0.31~0.43% C を含有する中炭素鋼で、各試験片をこれらの鍛造材より軸方向に採取し、17mm φ × 60mm l の状態で熱処理を行なった。

熱処理の詳細は供試材によつて若干こととなるが、主として Table 2 に示した 3 段階よりなりそれぞれの組合

せによつて A~E の 5 つの場合がある。

まず第一段処理として、全試料に対し、高温加熱・炉冷処理が加えられる。これによつてウイドマンシュエッテン状組織ないしは粗粒組織が得られる。熱処理 A はこれに焼もどし処理のみを加えたものである。B と C は第二段のここで云う前熱処理をおこなわず、直ちに第三段の調質処理をおこなつたもので B は微細な焼入・焼もどし組織、C は粒状のフェライト・パーライト組織でいずれも正常な調質組織となつている。D および E は調質処理前に第二段処理として 700°C (Ac₁F) または 745°C (Ac₁ 直上) における長時間加熱を行なつたものである。そのうち D には調質処理として B と同じ焼入・焼戻し処理が加えられているが組織的には B とは少しことなり、前組織形状と関連を持つ炭化物の不均一分布を示す組織となつている。また E はフェライト・パーライト組織であるが C とはことなり、前組織とはほぼ同じ組織配列をもつ組織となつている。B と D、C と E、おのおのの衝撃性質の比較をおこなうことにより、それぞれの調質組織の場合の前熱処理の効果を確認できることになる。

上記の熱処理後、JIS 4 号、シャルピー V ノッチ試験片を作製し、各温度に 3~6 本の試験片を充当して -90~+100°C におけるエネルギー遷移曲線、破面率遷移曲線を求めた。

III. 実験結果

Fig. 1 に C 4 各種熱処理試験片について得られた衝撃エネルギー遷移曲線を示す。

これより 1) 調質後の組織がフェライト・パーライト組織の場合 (曲線, C, E1, E2) には前熱処理の影響は認められないこと、2) 調質後の組織が焼入・焼もどし組織の場合、前熱処理をおこなつた D1, D2, D3 は前熱処理をおこなわなかつた B にくらべて劣つた衝撃性質を示し、前熱処理の影響の認められること、3) この場合前熱処理温度 700°C と 745°C の間には差の認められないこと、などがわかる。

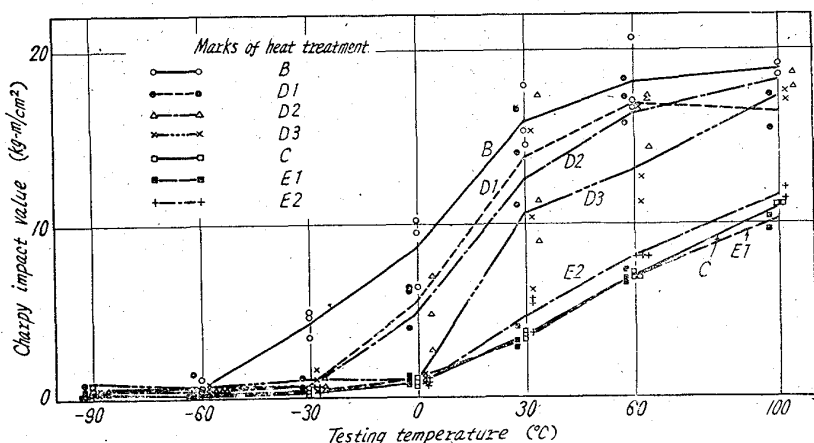


Fig. 1. Influence of the heat treatment (indicated in Table 2) on the V-notch Charpy impact value of the specimen C 4.

Table 2. Heat treatment of specimens.

Marks	First step	Second step (Preliminary heat treatment)	Third step	
			Quenching or annealing	Tempering
A	1250°C × 1 h → F.C.	—	—	650°C × 1 h → A.C.
B	“ “	—	850°C × 1 h → O.Q. (or W.Q.)	“ “
C	“ “	—	850°C × 1 h → F.C.	“ “
D	D1	700°C × 100h → A.C.	850°C × 1 h → O.Q. (or W.Q.)	“ “
	D2	745°C × 100h → A.C.	850°C × 1 h → O.Q. (or W.Q.)	“ “
	D3	700°C × 100h → A.C.	950°C × 1 h → O.Q. (or W.Q.)	“ “
E	E1	700°C × 100h → A.C.	850°C × 1 h → F.C.	“ “
	E2	745°C × 100h → A.C.	“ “	“ “

669.14.018.295;
669.15.24-194.3.621.785.616
22.620.172.22;
620.178.152.22

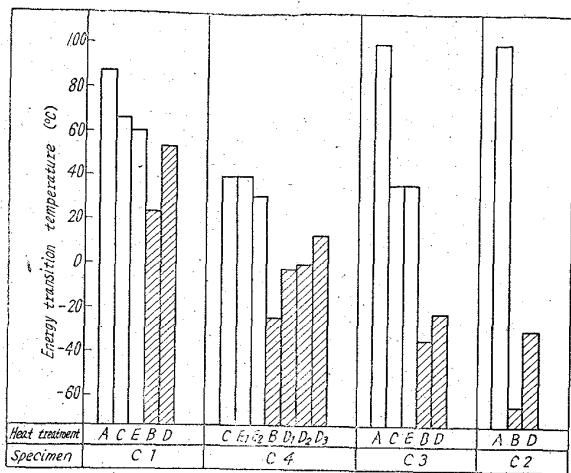


Fig. 2. Summary of energy-transition temperature (V-notch Charpy: 5kgm/cm²) of the specimen C1, C2, C3, C4 after various heat treatments.

Fig. 2は各供試材について求められた衝撃エネルギー遷移温度(比較の便宜上、5 kg·m/cm²の温度をとつた)を一括して示したものである。

いずれの供試材においても調質処理が焼鈍処理である場合、すなわち組織がフェライト・パーライト組織の場合には(顕著なウィドマンシュテッテン状組織の残留する場合を含めて)衝撃遷移温度に対し前熱処理の影響の全く認められないことがわかる。これに対し調質処理が焼入・焼もどしの場合には、前熱処理の有無の影響が認められ、前熱処理によつて遷移温度の上昇することが示されている。この理由についての明確なことはわからないが前熱処理によつて生ずる組織的、成分的不均一に基因するものと考えられる。この遷移温度の上昇はわずかなものであり、またここでおこなつた前熱処理がきわめて長時間にわたるものであることを考慮するとこの上昇も實際上、特に問題になるとは考えられないが、以上の諸結果はさらに一般的に、炭素鋼が焼準ないしは炉冷などの調質処理によつてフェライト・パーライト組織として使用される場合には、その機械的性質に調質前の熱処理履歴の影響はないこと、また焼入・焼もどしをおこなつて使用される場合には前熱処理履歴の影響する場合であることを示唆しているといえよう。

文献

- 1) 岡田: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 438~440.
- 2) 岡田: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 613~614.

(150) 25% Ni および 20% Ni マルエージング鋼の試作研究

(高 Ni 超高張力鋼の研究-I)

日本冶金工業川崎製造所 63/50

工博 川畑 正夫・工博 横田 孝三

渡辺 哲弥・江波戸和男

Study on Trial Manufacture and Properties of 25% Ni and 20% Ni "Maraging" Steels.

(Study on high-Ni ultra-high strength steel - I)

Dr. Masao KAWAHATA, Dr. Kozo YOKOTA, Tetsuya WATANABE and Kazuo EBATO.

I. 緒言

鉄鋼をより広い分野に使用するために常にその性能に対する新しい要求が提起され、これを満足すべく新しい鋼が開発されてきた。各種性能のうちでも強度に対する要求は非常に大きく強度/比重あるいは強度/単価の大きい鋼が常に目標とされる。今までに我が国および諸外国において数多くの高抗張力鋼が開発されてきた。しかし近年所謂超高張力が靱性の点から難点のあることを示す事例も報告されており新たな超高張力鋼の開発に当つては強度とともに靱性が重要視されていることは当然のことであろう。最近米国において開発されている低C高Ni超高抗張力鋼は鉄基析出硬化型鋼として耐力 1・80 kg/mm², 抗張力 190 kg/mm², 伸び 11%, 絞り 50%, 切欠強度 200 kg/mm² 前後が報告されている。この種鋼は 18%~25% Ni を含み変態および析出により上記特性をもたらしすもので析出硬化に寄与する元素として Ti, Al あるいは Co, Mo を用いている。われわれはここに強化手段の異なる 2 鋼種、すなわち 25% Ni 鋼および 20% Ni 鋼を工業規模で試作しその熱処理による各種性質の変化を検討し、両鋼種の特性を追求したのでここにその結果を報告する。

II. 供試材および試験方法

Fe-Ni 系において Ms 点を常温附近にもたらしすには約 28% Ni が必要である。われわれは焼鈍、サブゼロ処理によりマルテンサイト組織を得る 20% Ni 鋼と焼鈍、オースエージングおよびサブゼロ処理によりマルテンサイト組織が得られる。25% Ni 鋼と Ti, Nb を添加した Table 1 に示す 2 鋼種を溶製し供試材とした。溶製に当つては誘導式真空溶解炉を使用し、得られた 500 kg 鋼塊を熱間鍛造および熱間圧延により 25mm φ とし各種試験に供した。熱処理による機械的性質の変化を知るために種々の熱処理を行なつたがその内容はつぎの通りである。

Table 1. Chemical composition of 25%Ni and 20%Ni "maraging" steels.

Steels	Chemical composition (%)													
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Nb	Ta	Zr	Al	B	N
25%Ni	0.01	0.07	tr.	0.002	0.024	25.29	0.08	1.49	0.39	0.10	0.05	0.13	0.003	0.008
20%Ni	0.01	0.07	tr.	0.002	0.031	20.29	0.01	1.42	0.40	0.10	0.05	0.13	0.003	0.005