

Fig. 2. Change of surface potential by electrolysis

で焼入鋼よりも低い電解時間と共にその電位は高くなる。焼入鋼は SKF も HM も電流を流し始めると大体同じ傾向を示し、電解後約 1 h で 140~150 mV で一定になる。(文献省略)

(128) 高炭素鋼の黒鉛化におよぼす各種元素の影響について (II)

Influence of Various Elements on the Graphitization of High Carbon Steel. (II)

K. Kusaka, et alii.

特殊製鋼

工博 山中直道・工○日下邦男・小泉武二

I. 緒 言

われわれは第 1 報において電解鉄を原料として 1% 炭

素鋼を熔製し黒鉛化におよぼす Al 添加の影響ならびに Al 添加量を 0.05% に一定にした場合の各種添加元素の影響を調査した。この結果 Al および Si が黒鉛化を著しく促進することが判明した。したがって高級ゼンマイ、バンド・ソーのごとく製造工程中に強度の冷間圧延と焼鈍とを繰返すとき高炭素鋼の熔製に際しては強制脱酸材としての Al 添加量を制限する必要がある。実際製鋼作業においては Al 添加量を皆無にすることは好ましくなく、したがって鋼の靱性その他の性質を害することなしに黒鉛化傾向を阻止するとき元素を微量添加することが望ましい。Al 添加量の多い場合には Al の著しい黒鉛化促進作用によつて添加元素の影響が不明瞭となることが考えられるため、今回は砂鉄系原料を用いて Al 添加量を 0.01% 程度に低下せしめた場合に各種元素を微量添加してその影響を調査した。供試材は Table 1 にその一部を示すが 35KVA 高周波誘導炉で 7 kg 鋼塊を熔製しこれを 13φ に圧延して使用した。

II. 実験結果

試料を球状化焼鈍後 870°C より水冷してマルテンサイト状態にしたものおよび冷間加工の影響をみるために 10φ に加工後 8φ および 7φ に引抜加工を行つたものを 650°C で 150 h まで連続加熱を行つて黒鉛炭素量を分析により求めた検鏡をも行つた。

(1) Al 添加の影響

870°C 水冷の場合は可溶 Al 0.01% 以下では 650°C × 100 h 加熱後も黒鉛を生じないが可溶 Al が 0.015% 以上 0.02% で急激に黒鉛化速度が大となる。650°C ×

Table 1. Chemical composition of steels tested

Steel No.	Chemical composition (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	others	sol. Al	insol. Al	Σ Al	Σ N ₂
GS-121	0.98	0.32	0.36	0.007	0.016	tr.	0.02	tr.		0.006	0.003	0.009	0.025
-161	1.01	0.21	0.44	0.009	0.012	//	0.01	//		0.002	0.001	0.003	0.012
-179	0.96	0.32	0.43	0.011	0.013	//	0.02	//		0.008	0.002	0.010	0.014
-172	0.98	0.30	0.46	0.010	0.010	//	0.02	//		0.011	0.004	0.015	0.028
-158	1.06	0.24	0.47	0.011	0.012	//	0.01	//		0.016	0.001	0.017	0.021
-90	0.99	0.28	0.46	0.009	0.019	//	0.02	0.01		0.027	0.002	0.029	0.023
-130	1.06	0.24	0.44	0.008	0.019	//	tr.	0.01		0.054	0.003	0.057	
-160	0.98	0.02	0.43	0.011	0.013	//	0.01	tr.		0.005	0.003	0.008	
-162	1.00	0.10	0.47	0.010	0.011	//	0.01	//		0.006	0.002	0.008	
-164	1.03	0.42	0.47	0.011	0.012	//	0.01	//		0.005	0.002	0.007	
-168	1.05	0.23	0.45	0.011	0.010	//	0.12	//		0.015	0.004	0.019	0.021
-169	1.00	0.24	0.45	0.012	0.013	//	0.21	//		0.012	0.002	0.014	0.026
-207	0.94	0.29	0.48	0.009	0.012	//	0.02	1.01	W 0.23	0.009	0.002	0.011	0.010
-210	0.97	0.28	0.50	0.013	0.011	//	0.02	tr.	Mo 0.18	0.010	0.002	0.012	0.011
-206	0.96	0.32	0.48	0.013	0.011	//	tr.	1.01	V 0.27	0.014	0.002	0.016	0.010
-180	0.99	0.32	0.44	0.014	0.011	//	0.02	tr.	Ti 0.16	0.013	0.001	0.014	0.011
-181	0.98	0.32	0.45	0.006	0.012	//	0.02	//	Cb 0.11	0.010	0.005	0.015	0.020
-149	0.98	0.21	0.46	0.011	0.013	//	0.01	//	Zr 0.055	0.018	0.006	0.024	0.023
-184	0.99	0.32	0.45	0.007	0.012	//	0.02	//	Te 0.044	0.012	0.003	0.015	0.026
-185	0.94	0.31	0.45	0.009	0.011	//	0.02	//	Sn 0.023	0.014	0.004	0.018	0.028

150 h 加熱後では可溶 Al の低いものでも窒素の低目のものは 0.3% 前後の黒鉛を発生する。つぎに 10φ→8φ 引抜加工後の場合は 650°C×100 h で可溶 Al 0.01% 以下でも 0.25% 程度の黒鉛炭素を生じ可溶 Al が 0.02% 以上になると Al の増加につれて黒鉛化が促進される。

(2) Si および Mn 添加の影響

Al 添加量 0.01% の場合 Si 0.25% までは 870°C 水冷後 650°C×100 h 加熱では黒鉛を発生しないが Si がこれ以上になると急激に黒鉛化を促進する。Si 0.02% のものは 150 h 加熱後でも黒鉛の発生は皆無である。10φ→8φ 引抜加工の場合は Si 0.25% のものは 100 h 加熱で 0.23% の黒鉛炭素を発生するが Si がこれより多くなると黒鉛化を促進する。一方 Si 0.02% のものは 150 h 加熱後も黒鉛の発生は認められない。Mn は Si とは逆に黒鉛化を阻止する。

(3) Cr 添加の影響

可溶 Al が 0.04% の場合には 0.04% の Cr 添加は殆ど効果が認められない。可溶 Al 0.016%, Cr 0.05% ではマルテンサイト状態にしたものの黒鉛化阻止の効果はあまり大ではないが 8φ に引抜加工後の黒鉛化はかなり阻止される。Cr が 0.1% になると 8φ 引抜加工後の黒鉛化は 0.2°C×100 h 加熱後では殆ど認められなくなる。Cr 量が 0.2% になると可溶 Al が 0.016% でも、870°C 水冷後および 8φ 引抜加工後の両者とも 650°C×150 h 加熱で黒鉛の発生は皆無である。

(4) W, Mo 添加の影響

Al 添加量を 0.01% とし W を 0.3% まで添加した。870°C 水冷後はいずれも 650°C×100 h 加熱で黒鉛を発生しないが 650°C×150 h 加熱では W の低いものは 0.1~0.2% 程度の黒鉛炭素を示し W が 0.25% になると黒鉛の発生は阻止される。また引抜加工後の黒鉛化も W 添加量と共に阻止される傾向を示す。0.2% の Mo 添加も黒鉛化阻止に有効である。

(5) Ti, V 添加の影響

0.3% までの Ti 添加を行つたが Ti 添加によつては 870°C 水冷後 650°C 加熱の際の黒鉛化が著しく促進され、Ti 0.16% を含むものは 72 h の加熱で 0.84% の黒鉛炭素を示した。8φ 引抜加工後の加熱では Ti 0.07% では 少々黒鉛化が阻止されるが Ti が 0.15% 以上になると急激に黒鉛化が促進され 650°C×100 h 加熱後 0.4% の黒鉛炭素を示す。

つぎに V を 0.3% まで添加したが Ti 添加の場合と同じく V 量の増加と共にマルテンサイト状態における黒鉛

化はいちじるしく促進され V 0.27% では 650°C×100 h 加熱後殆ど完全に黒鉛化する。併し 8φ 引抜加工後の黒鉛化は V 0.1% 添加によりかなり阻止される。

(6) Cb, Zr, Te 添加の影響

Cb 0.1% 添加は 8φ 引抜加工後の黒鉛化をかなり阻止し 650°C×100 h で 0.1% 黒鉛炭素を生ずる。つぎに Zr 添加を行つた。Al 添加が少なく可溶 Al 0.005% の場合には 0.05% Zr を含むものは 870°C 水冷後のものおよび 8φ 引抜加工後 650°C×150 h 加熱を行つても黒鉛の発生は皆無である。Te は 0.1% までの添加を行つた。Te も黒鉛化阻止の効果があり可溶 Al 0.012%, Te 0.05% 添加のものは 8φ 引抜加工後 650°C×100 h 加熱で黒鉛の発生は認められない。

(7) Sn, B, Ni, Co, Cu 添加の影響

Sn は鋼の靱性を害する有害元素であるがこの微量添加は著しく黒鉛化を阻止し可溶 Al 0.014%, Sn 0.023% のものは 870°C 水冷および 8φ 引抜加工共に 650°C×150 h 加熱でも黒鉛の発生は皆無である。つぎに B を 0.02% まで添加を行つたが B 添加によつて 870°C 水冷後の黒鉛化は著しく促進されまた 8φ 引抜後の黒鉛化もかなり促進される。Ni は 0.4% までの添加を行つたが 0.2% までは殆ど影響がなく 0.4% になると 870°C 水冷後の黒鉛化がやゝ促進される。また 0.2% Co および 0.2% Cu の添加は 8φ 引抜加工後の黒鉛化をやゝ阻止する傾向を有す。

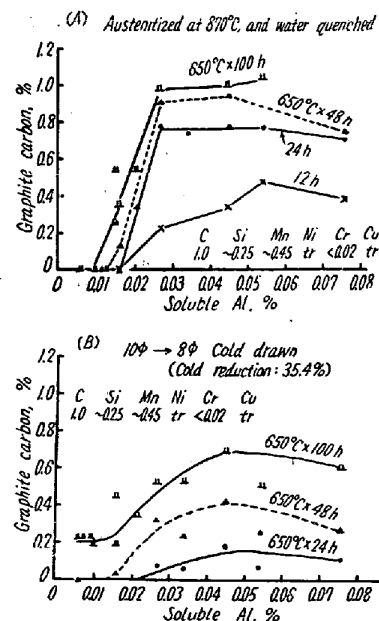


Fig. 1. Effect of soluble Al on the graphitization of high carbon steel.

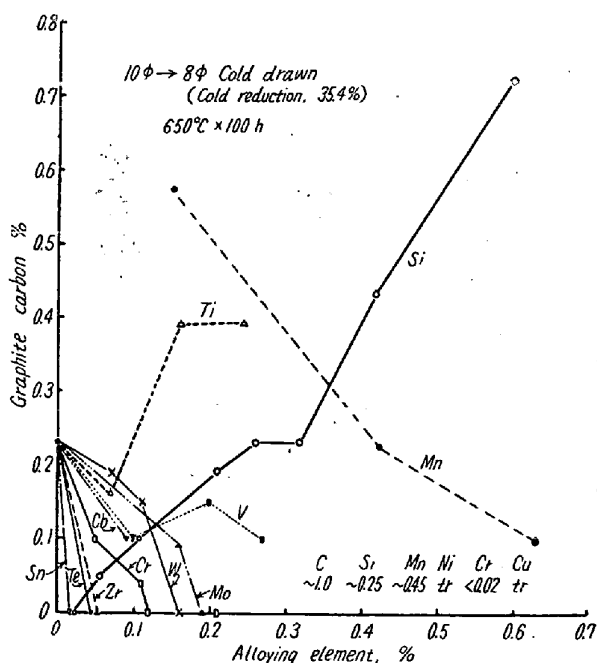


Fig. 2. Effect of various elements on the graphitization after cold working.

III. 結 言

以上砂鉄系原料を用いて C 1%, Si 0.25%, Mn 0.4% を基本成分として Al 添加量を変え、また Al 添加を 0.01% にして各種元素を添加して試料をつくり、黒鉛化におよぼす影響をしらべたが Al, Si, Ti, B により黒鉛化は促進され Cr, W, Mo, Zr, Mn, Sn 等により黒鉛化は阻害されることが判明した。また V はマルテンサイト状態における黒鉛化を促進するが引抜加工後の黒鉛化は阻害する傾向を有する。

(129) 9.5% W-Cr 系熱間工具鋼の研究

(C, Ni, Co, W, Mo の影響について)

Influence of C, Ni, Co, W and Mo on the Properties of 9.5% W-Cr Hot-working Tool Steel.

K. Kusaka, et alii.

特殊鋼

工博 山中直道・工○日下邦男・外岡 耀

I. 結 言

9.5% W-Cr 系熱間工具鋼は高温強度が大で押出ダイス、ダイカスト用ダイス等に広く用いられており、C, W, V, Co 等の影響については既に一部報告されている。この中 Co は焼戻軟化に対する抵抗を増し熱間用ダイス鋼として Co 添加が有効であることが知られておりまた

Ni を添加したものも諸外国では用いられている。われわれはこれら合金元素の影響を明かにするために C, Ni, Co, W, Mo を種々に変化せしめて試料をつくり実験を行った。また本鋼種の切断状態図は未だ明かでなく武田博士による Fe-W-C 系のそれが用いられているが、高温における組織状態がかなり変化していることが経験されるので C, W, Co, Ni を変化せしめた場合の切断状態図についても検討を加えた。供試材は Table 1 に示すときのもので 35 KVA 高周波誘導炉により 7 kg 鋼塊を熔製し 16φ に圧延して使用した。

II. 実 験 結 果

(1) 変態点

本多式熱膨脹計により 1°C/mn の加熱および冷却速度で変態点を求めた結果は Table 1 記載のごとくであり、Ac 点は C 0.4% までは C の増加につれて低下するがこれ以上の C% では一定となる。Co 添加によつては Ac 点は僅か上昇し、Ni の増加するに従つて急激に低下する。また Mo 添加により Ac 点は上昇する。C が低くなる程また W 量の増加するに従つて A₁ 変態の量は次第に減少する。つぎに 1050°C × 10mn 保持後空冷した場合の降下変態の測定を行った。C 0.2% 以下では一部 Ar₁ 変態を生ずるが、C がこれ以上になると 400°C 前後に膨脹変態のみを生じてこの生起温度は C の増加により急激に低下し、Ni の増加によつても低下するが Co の添加によつては却つて上昇する。また W の多くなるにつれて焼入性は小となり W 10% 以上になると一部 Ar₁ 変態を生ずる。

(2) 切断状態図

7 kg 鋼塊熔製の際採取した 25φ 金型鑄造試片を 12 mm 角に鍛造し 900~1400°C の各温度に加熱して水冷しピクラルールおよび村上試薬を用いて検鏡を行った。加熱の際の保持時間は 1400°C は 15mn, 1350~1250°C は 30mn, 1200~1150°C は 1~2h, 1100°C 以下は 6h とした。なお 1150°C 以下の温度で加熱する試料は予め 1250°C から空冷処理を行った。Fe-W-C 系には θ, η の炭化物があるがこれに Cr が添加されても新しい炭化物相は現われないと考えた。Fig. 1 はこの結果を示すもので図中 × 記号は熱膨脹計により求めた変態点を示す。この変態温度は Fe-W-C 系よりもかなり上昇している。 δ 相と γ 相の共存する界域も Fe-W-C 系よりもかなり高温側に移動し而も上方に拡大しておりこれに反して γ 相のみの界域は縮小している。而して融体の出はじめる温度 (二元包晶終結面) も上昇している。

Ni は γ 形成力が大であるため 0.7% Ni 添加で $\delta + \gamma$