1296 大韓機械學會論文集 第12卷 第6號, pp. 1296~1302, 1988.

〈論 文〉

오스템퍼링한 低合金 球狀黑鉛鑄鐵의 機械的 性質에 관한 硏究

康 明 順*·朴 興 植**

(1988年 6月 21日 接受)

A Study on the Mechanical Properties of Austempered Low-Alloy Ductile Cast Iron

Myung-Soon Kang and Heung-Sik Park

Key Words : Retained Austenite(殘留오스테나이트), Upper Bainite(上部 베이나이트), Lower Bainite(下部베이나이트), Volume Fraction(體積分率)

Abstract

The study has been carried out under various experimental conditions to investigate mechanical properties by the transformation conditions of austempered low-alloy ductile cast iron. The amount of retained austenite and bainite after quenching was determined by the X-ray diffractometer and the point counting method and which the microstructure was investigated by the S.E.M. The mechanical properties of austempered low-alloy ductile cast iron can be varried over a comparatively wide range by changing the transformation conditions. During isothermal transformation of austenite in the bainite region, low-alloy ductile cast iron austempered at holding time of 40 minute has the maximum volume fraction(24%) of retained austenite in the cast iron matrix and which optimum values of mechanical properties correspond to the maximum amount of retained austenite, which falls with decreasing transformation temperature. The low values of both tensile strength and elongation in the initial stage of bainite transformation can be explained by premature fracture of tensile specimens and the tensile strength, hardness and elongation do not change considerably after a certain period. With a decreasing transformation temperature the tensile strength increase while the elongation decrease, especially the elongation has the maximum value at temperature 370°C.

1. 序 論

球狀黑鉛鑄鐵은 黑鉛이 존재하므로 鋼보다도 被削性이 우수하고 騷音振動이 적으며, 强度와 硬度가 비교적 높고 耐磨滅性이 좋은 관계로 自動車, 産業機械 및 工作機械等의 부품과 같이 매우 광범위하게 사용되고 있으나 延性 및 靱性이 부족하다. 이러한 機械的 性質은 黑鉛의 形狀 및 基地組織에 의하여 변화된다고 알려져 있다[1]. 따라서 球狀黑鉛鑄鐵의 機械的 性質을 개선하기 위하여서는 基地組織을 강화시킬 필요가 있다. 基地組織을 강화시키는 방법으로서는 Ni, Mo 및 Cu 등의 合金元素 添加에 의한 방법과 熱處理에 의한 방법이 있다. 熱處理방법으로서는 오스템퍼링이 있으며 球狀黑鉛鑄鐵의 基地組織을 베이나이트로 하여 强靱하게 하는 방법이다[2~4]. 일반적으로 球狀黑鉛鑄鐵의 오스템퍼링처리는 치수변화가 적고 균열의 위험이 없으

*正會員, 漢陽大學校 工科大學 精密機械工學科
**正會員, 東亞大學校 工科大學 機械工學科

며 耐磨滅性, 强度 및 靭性이 좋은 특성을 지니고 있기 때문에 鋼에 匹敵할 만한 성질을 가진다는 것은 잘 알려져 있지만, 鑄鐵은 鑄造한 그대로 사용한다고 하는 개념이 강하여 지금까지 거의 공업적으로 이용되지 않았다. 그런데 최근 美國, 日本, 中國 및 핀란드 등에서 주로 自動車 後車軸의 링기어, 피니언 기어에 이르기까지 이 鑄鐵이 사용되기 시작하여 그 결과 경제적으로도 鍛鋼品보다 오히려 유리하다고 보고되어[5], 오늘날 自動車工業部門에서 주목을 모으고 있다. 그러나 球狀黑鉛鑄鐵의 오스템퍼링에 의한 베이나이트化에서는 素材의 化學成分, 黑鉛의 形態, 鑄造品의 두께와 形狀 등의 조건과 오스테나이트化의 溫度와 時間, 오스템퍼링溫度 및 維持時間等 많은 조건이 관여된다[2~4]. 또한 非合金 및 合金球狀黑鉛鑄鐵의 좁은 變態溫度區域에서 오스템퍼링하여 變態條件變化에 따른 組織 및 機械的 性質에 관한 연구는 다소 보고되어 있지만[3~7], 베이나이트의 全變態區域에서 오스템퍼링하여 各溫度와 維持時間에 따른 組織의 변화가 機械的 性質에 미치는 영향에 관한 연구는 거의 찾아볼 수 없다. 따라서 本 硏究에서는 低合金 球狀黑鉛鑄鐵의 全變態溫度區域內에서 溫度와 維持時間을 변화시켜 오스템퍼링하여 상업적으로 이용 가능한 最適 熱處理조건과 恒溫變態에 따른 顯微鏡組織 및 機械的 性質을 조사하는 것을 목적으로 하였다.

2. 實驗方法

2.1 實驗材料

本 實驗에 사용된 재료는 一般 球狀黑鉛鑄鐵熔湯에 Fe-99.9%Ni, Fe-60%Mo 및 99.9%Cu를 첨가하여 용해한 후 직경 22mm, 길이 230mm의 충분한 押湯이 있는 生砂型에 鑄入하여 引張試驗片을 제작하였다. 이의 化學成分은 Table 1과 같다.

2.2 熱處理

Fig. 1은 실험에 사용한 熱處理爐(salt bath)의 개요도이다. 900°C로 유지된 鹽浴爐에서 1시간동안 오스테나이트(이하 γ)化시킨 후 Fig. 1과 같은 鹽浴爐에서 維持時間변화에 따른 베이나이트의 변태과정을 알기 위하여 오스템퍼링溫度 370°C에서 2분, 10분, 20분, 40분, 1시간 및 2시간 동안 유지한 후 水冷한 경우와 各 변태온도에서 組織과 機械的 性質의 변화가 현저히 나타나는 오스템퍼링溫度 290°C, 330°C, 370°C, 410°C 및 450°C에서 各各 30분, 1시간 및 2시간 동안 유지한 후 水冷하였다. 熱處理에 사용한 鹽은 高溫의 γ化 처리를 위하여 45%Kcl-55%Nacl의 中性鹽을, 低溫템퍼링은 55.2%KNo_3-44.8%$NaNo_2$의 低融點鹽을 사용하였다. 정확한 溫度를 측정하고 조절하기 위하여 入力電壓安定裝置와 디지탈온도계를 이용하여 各溫度는 ±2℃의 범위내로 유지하였다.

2.3 實驗方法

370°C에서 維持時間을 2분, 10분, 40분 및 2시간 동안 처리한 引張試驗片과 오스템퍼링溫度 290°C, 370°C 및 450°C에서 各各 1시간 동안 처리한 引張試驗片에서 組織試片을 採取하여 熱間마운팅하여 硏磨한 후 에틸알콜에 4% 피크린酸과 1% 窒酸을 혼합하여 腐蝕液으로 사용하였으며 光學顯微鏡(Nikon VMB)과 走査電子顯微鏡(S.E.M. Jeol JSM 35CF)으로 基地組織과 破斷面을 관찰하였다. 그리고 基地組織內의 베이나이트와 殘留오스테나이트의 體積分率은 各各 포인트카운팅(point counting)法[8]과 X線廻折試驗機(X-ray diffractometer Rigaku D/MAX-IIA)로 측정하였으며 마르텐사이트는 全體積分率에서 그 差로 하였다. 또한 오스템

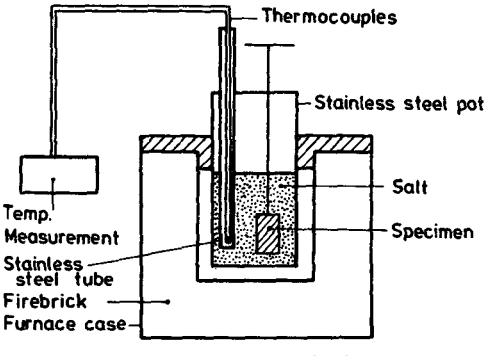


Fig. 1 Schematic diagram of salt bath for austempering treatment

Table 1 Chemical composion of the testing material

Material	Composition (wt. %)								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Ni	Mg
Ductile cast iron	3.52	2.74	0.25	0.03	0.02	0.32	0.23	1.38	0.05

퍼링한 各 試驗片의 引張試驗과 硬度試驗은 萬能引張試驗機(U.T.M. Shimadzu 50tonf)와 빅커스硬度計(Matsuzawa)를 사용하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 顯微鏡組織

(1) 熱處理前의 組織

Fig. 2는 球狀黑鉛鑄鐵의 熱處理前 鑄造상태의 顯微鏡組織을 나타낸 것으로 대부분의 黑鉛이 球狀으로, 부분적으로 소량의 黑鉛이 塊狀으로 존재하고 있으며, 基地組織은 黑鉛粒子 주위에 페라이트가 형성되어 있으며 黑鉛粒子와 떨어진 부위에서는 微細한 퍼얼라이트와 소량의 炭化物粒子가 존재하는 불즈아이(bull's eye)組織을 나타내고 있음을 알 수 있으며, 黑鉛의 平均粒子分布는 Fig. 3에 圖示하였다.

(2) 熱處理後의 組織

球狀黑鉛鑄鐵의 오스템퍼링처리에 있어서 γ化하기 위한 가열이 필요하며 이 溫度는 Dodd[2]에 의하면 材料의 성분에 따라 다르지만 球狀黑鉛鑄鐵의 경우 일반적으로 850°C~1000°C가 적당하다고 알려져 있지만, 本 硏究에서는 結晶의 粗大化를 방지하기 위하여 高溫에서의 처리를 피하고 900°C에서 행하였고 基地組織內의 평형炭素量을 얻기 위하여 1시간 동안 유지하였다. 球狀黑鉛鑄鐵은 Fig. 2에서처럼 多量의 炭素가 대부분 球狀黑鉛의 형태로 존재하고 있어 γ相域에서 가열하면 炭素는 球狀黑鉛에서 基地組織內로 확산하여 基地組織은 共析鋼 또는 高炭素鋼과 같이 된다. 低溫區間인 恒溫變態중에 針狀페라이트가 γ의 結晶粒界에서 성장하고 동시에 炭素는 페라이트에서 주변의 γ內로 들어간다. 따라서 變態가 진행됨에 따라 γ는 多量의 炭素를 함유하게 되며, 球狀黑鉛鑄鐵은 Si를 많이 함유하고 있어 基地組織內 炭化物의 형성이 억제되며, 간접적으로 γ內의 炭素를 증가시키므로[9] 炭素量이 풍부한 γ가 殘留하게 된다. 그러므로 충분한 시간이 주어지면 이것은 페라이트와 炭化物로 分解하게 된다[10]. 결과적으로 오스템퍼링 변태과정은 2단계반응으로 나누어진다. 첫단계 반응은 γ가 針狀페라이트(α)와 炭素가 풍부한 오스테나이트(γ_{HC})로 분해되는 과정, 즉

$$\gamma \longrightarrow \alpha + \gamma_{HC}$$

이다. 이 반응에서 독특한 針狀페라이트와 炭素가 풍부한 γ組織이 된다. 둘째단계 반응은 炭素가 풍부한 γ_{HC}가 페라이트와 炭化物로 분해되는 과정, 즉

$$\gamma_{HC} \longrightarrow \alpha + \text{carbide}$$

이다. Fig. 4에서는 오스템퍼링溫度를 370°C로 일정하게 유지하게 한 후 維持時間을 단계적으로 변화시켰을 때의 베이나이트의 변태과정을 나타내고 있으며, Fig. 5에는 基地組織內의 各相의 體積分率을 圖示하였다. (a)는 維持時間이 2분인 경우로서 針狀페라이트가 γ의 結晶粒界에서 성장한 것을 알 수 있으며 未變態된 대부분의 γ는 점차적으로 炭素量이 증가되어 냉각 후 基地組織은 소량의 微細한 針狀베이나이트와 대부분 마르텐사이트가 된다. 그리고 사진의 큰 흑색부분은 흑연을 나타내고 있다. 維持時間의 증가와 더불어 Fig. 5와 같이 베이나이트의 반응속도는 급격히 증가하게 되어 10분인 경우 (b)에는 베이나이트가 성장을 계속하며 炭素를 많이 함유한 γ는 마르텐사이트로 변태하게 되어 최종조직에서 그 양은 감소하며 殘留오스테나이트 양은 점차로 증가하게 된다. 40분인 경우 (c)는 Fig. 5와 같이 베이나이트의 반응속도는 늦으며 변

Fig. 2 Optical micrograph of as-cast specimen(×600)

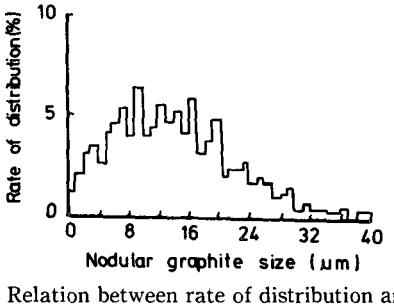


Fig. 3 Relation between rate of distribution and size of nodular graphite of as-cast specimen

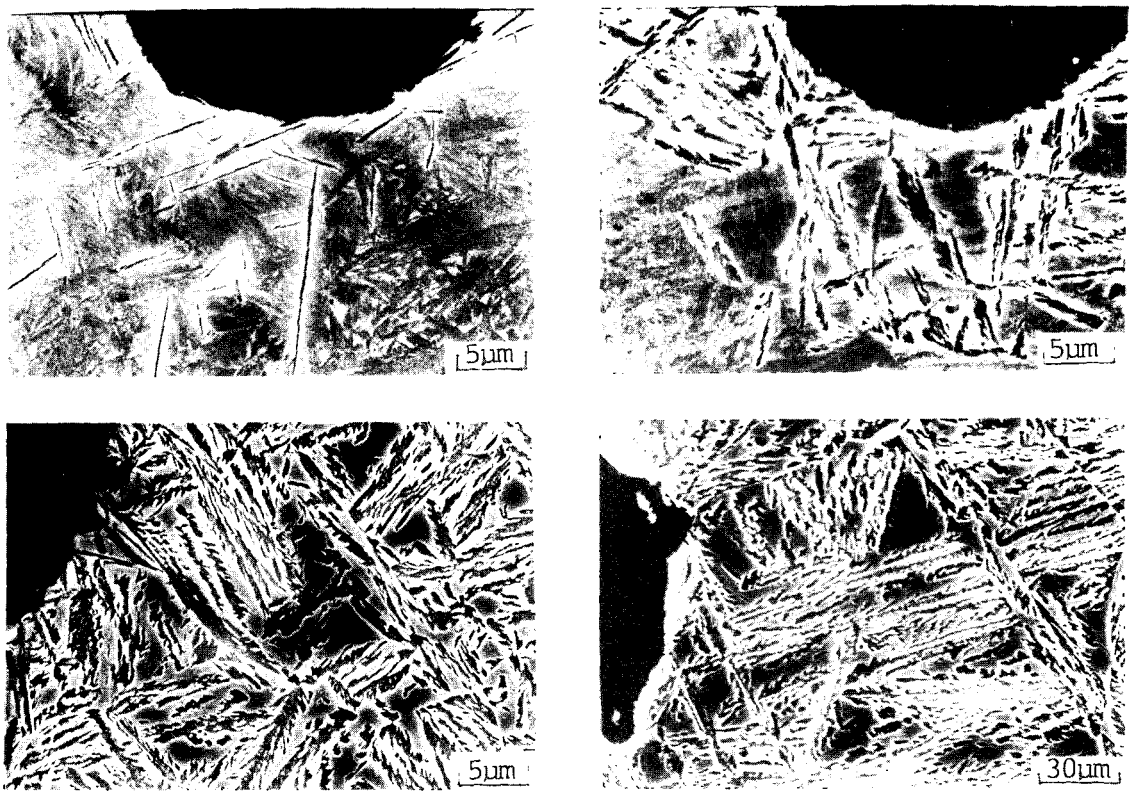


Fig. 4 Scanning electron micrographs of specimens for various holding time at 370°C(×3000)

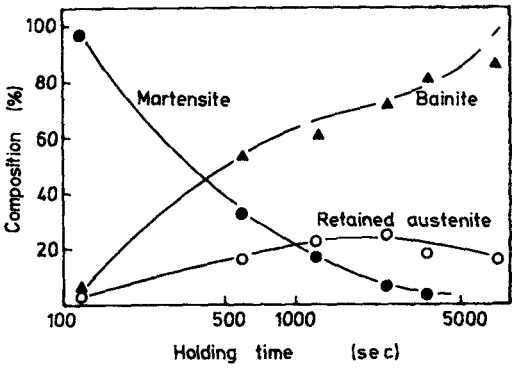
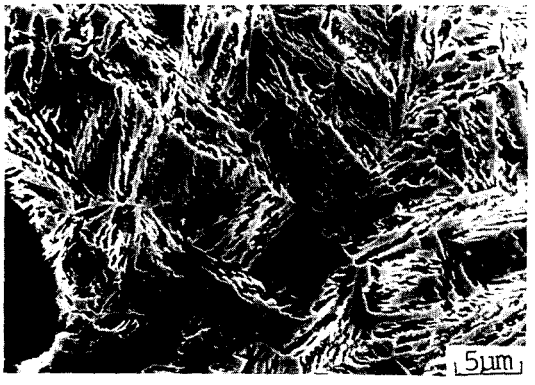


Fig. 5 Variation of volume fraction in matrix at 370℃ (a) 290℃, (b) 370℃, (c) 450℃

태가 계속 진행됨에 따라 微細한 針狀베이나이트는 粗大한 針狀베이나이트로 성장하며, 炭素가 풍부한 안정된 殘留오스테나이트는 최대가 되며 냉각 후에도 마르텐사이트로 변태하지 못하게 되므로 마르텐사이트양은 계속하게 된다. 그리고 維持時間이 2시간인 (d)에서는 변태시간의 증가와 더불어 粗大한 針狀베이나이트가 板狀베이나이트로 성장하며 잔류오스테나이트는 감소하고 있음을 알 수 있다. 여기서 顯微鏡組織에서 나타난 殘留오스테나이트양의 감소에 의해서 베이나이트의 둘째단계 반응이 시작되는 維持時間이 된다고는 단정할 수는 없고 이는 계속 유지시간을 증가시키면서 引張試驗을 하여 延伸率이 급격히 감소하는 始點이 탄소가 풍부한 잔류오스테나이트에서 炭化物의 생성으로 잔류오스테나이트가 감소되는 둘째단계 반응이 시작되는 시간으로 생각되지만 本 實驗에서는 2시간 이상의 유지시간에서의 실험은 하자 못하였다. 그러므로 (d)에서 잔류오스테나이트양의 감소는 前述한 바와 같이 粗大한 針狀베이나이트에서 板狀베이나이트로의 성장에 기인하기 때문이라 생각된다. Fig. 6은 오스템퍼링溫度를 290°C, 370°C 및 450°C에서 各各 1시간 동안 유지하였을 때의 顯微鏡組織을 나타낸 것이다. 290°C인 경우 (a)의 基地組織은 全部分에 걸쳐 微細한 針狀의 下部베이나이트로 구성되어 있으며 소량의 잔류오스테나이트가 존재하여 있고,



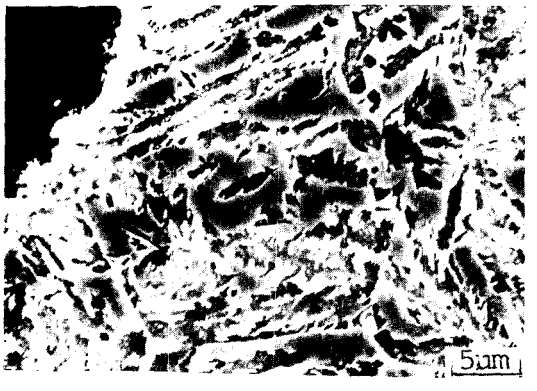


Fig. 6 Scanning electron micrographs at various temperature for 1 hr. (×3000)

370°C인 경우 (b)에는 微細한 針狀의 下部베이나이트와 粗大한 針狀 및 板狀의 베이나이트로 형성되어 있으며 基地組織內의 殘留오스테나이트양이 증가하고 있는 것을 볼 수 있다. 그리고 450°C인 (c)에서는 템퍼링溫度의 상승과 더불어 粗大한 板狀의 上部베이나이트가 성장하고 있으며 잔류오스테나이

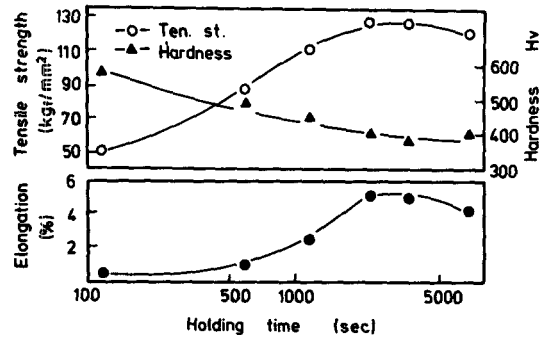


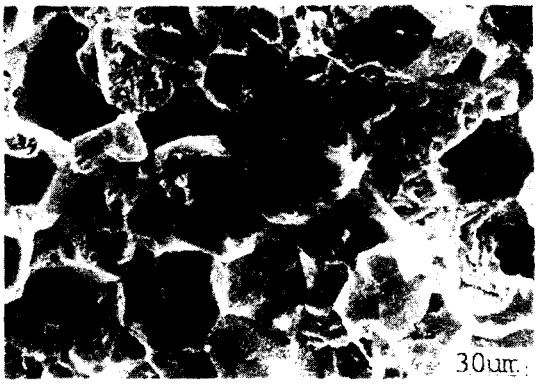
Fig. 7 Effect of holding time at 370°C on tensile strength, hardness and elongation

트양은 다시 감소하고 있는 것을 알 수 있다. Irivine[11]은 오스템퍼링溫度와 유지시간에 따른 γ의 炭素量은 0.6~1.0%의 범위에서 變態溫度에 따라 베이나이트의 형태가 下部베이나이트에서 上部베이나이트로 구분되는 경계가 있으며 이 炭素量이 恒溫變態에 영향을 미친다고 한 것처럼 Fig. 4와 Fig. 6과 같이 오스템퍼링溫度와 維持時間의 증가에 따라 顯微鏡組織은 微細한 針狀베이나이트가 粗大한 針狀 및 板狀베이나이트로 성장하는 경향을 나타내고 있는 것을 알 수 있다. 따라서 Fig. 6에서처럼 오스템퍼링溫度가 370°C附近에서 下部베이나이트에서 上部베이나이트로 성장하는 遷移溫度라 생각된다.

3.2 機械的 性質變化

(1) 維持時間變化

Fig. 7 및 Fig. 8은 오스템퍼링溫度를 370°C로 일정하게 한 후 維持時間을 단계적으로 변화시켰을 때의 機械的 性質의 변화 및 引張試片의 破斷面을 나타낸 것이다. 베이나이트 변태의 초기단계에서는 引張强度, 延伸率 및 殘留오스테나이트양(Fig. 5)은 最低値를, 硬度는 最大値를 나타내고 있다. 베이나이트 변태의 초기단계에서는 基地組織內의 黑鉛과 대부분의 마르텐사이트로 인한 缺陷으로 引張試片의 早期破壞 때문이라고 생각된다. 이것은 硬度値가 높다는 것을 보아도 알 수 있으며 Fig. 8의 維持時間이 2분인 경우 (a)의 破斷面은 黑鉛을 起點으로 界面分離와 균열의 傳播를 볼 수 있으며 基地組織內의 대부분 마르텐사이트의 粒界脆性破壞가 나타나 있는 것을 알 수 있다. 베이나이트 변태가 계속 진행됨에 따라 마르텐사이트양(Fig. 5)의 감소와 더불어 引張强度와 延伸率은 증가하며 硬度는



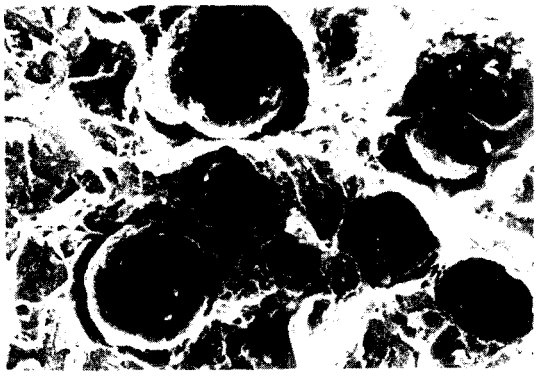


Fig. 8 Fractographs of tensile specimens at various holding time(×600)

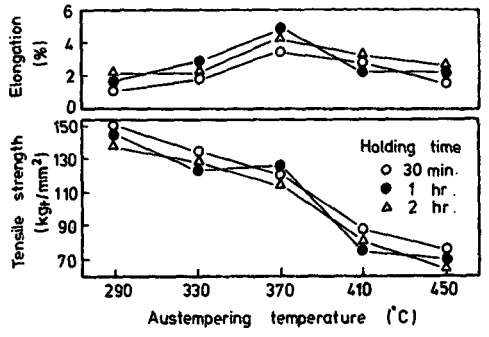


Fig. 9 Variation of tensile strength, elongation and austempering temperature, holding time

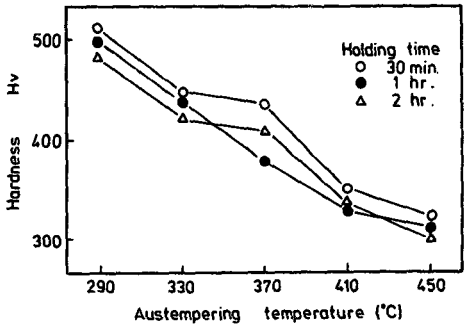


Fig. 10 Variation of hardness and austempering temperature, holding time

반대로 감소하고 있지만 초기단계에서 나타난 早期粒界脆性破壞는 감소하였다. 그리고 베이나이트 변태속도가 완만한 維持時間이 40분에서는 引張試片의 早期破壞는 거의 나타나지 않았으며 Fig. 8의 (b)는 維持시간이 40분의 경우로서 소량의 延性破壞의 형태는 딤플(dimple)과 粒內破壞를 나타내고 있는 것을 볼 수 있으며 殘留오스테나이트양이 최대인 區域에서 引張强度와 延伸率은 대체로 最大값을 보이고 있음을 알 수 있다. 維持時間을 더욱 증가시키면 引張强度와 硬度는 거의 一定値로 되지만 延伸率이 점차 감소하는 것은 殘留오스테나이트양이 감소하기 때문이라 생각된다.

(2) 오스템퍼링溫度變化

Fig. 9 및 Fig. 10은 오스템퍼링溫度와 時間에 따른 機械的 性質의 변화를 나타낸 것이다. 오스템퍼링溫度 290°C에서 引張强度와 硬度는 最大値를, 延伸率은 最少値를 나타내고 있다. Fig. 6에서처럼 基地組織이 微細한 針狀베이나이트이므로 强度와 硬度가 높고, 殘留오스테나이트양이 적기 때문이며, 變態溫度의 상승과 더불어 引張强度와 硬度는 감소하며 반대로 延伸率은 증가하지만, 오스템퍼링 溫度가 370°C 附近에서 引張强度와 硬度가 대체로 一定値를 유지하며 延伸率은 極大値를 나타낸다. 이것은 變態溫度상승으로 인하여 前述한 바와 같이 微細한 針狀 및 板狀의 上部베이나이트로 성장하는 遷移溫度區域으로서 多相混合組織이 黑鉛周圍에 분포되어 있고 殘留오스테나이트양이 증가함에 따라 黑鉛周圍가 强靱化되어지기 때문이며, 오스템퍼링한 低合金 球狀黑鉛鑄鐵의 最適 機械的 性質은 베이나이트양이 70~80%, 殘留오스테나이트 양은 20~30%의 基地組織을 가질 때라고 생각된다. 그리고 變態溫度가 더욱 상승함에 따라서 粗大한 針狀베이나이트가 板狀의 上部베이나이트로 급속한 組織變化를 나타내며 殘留오스테나이트양이 점차 감소하므로 引張强度, 硬度 및 延伸率이 감소된다고 생각된다. 또한 Dorazil[7]은 上部베이나이트의

靱性의 감소는 γ의 結晶粒界 또는 板狀의 페라이트粒界에 炭化物이 존재하기 때문이라 하였다. 오스템퍼링시간의 변화에 따른 機械的 性質은 시간이 짧은 30분의 경우가 引張强度와 硬度가 대체로 높고 延伸率이 낮은 값을 보이는 것은 不安定한 γ가 冷却後 소량의 마르텐사이트로 변태하여 마르텐사이트양이 증가하기 때문이며, 특히 370°C에서 1시간 이상이 되면 탄소가 풍부한 잔류오스테나이트에서 炭化物의 생성이 일어나므로 유지시간이 2시간보다도 引張强度 및 延伸率이 증가되며 硬度는 감소한다고 생각된다.

4. 結 論

오스템퍼링한 低合金 球狀黑鉛鑄鐵의 機械的 性質을 알기 위하여 溫度와 維持時間을 변화시켜 실험한 결과는 다음과 같다.

(1) 오스템퍼링 維持時間을 단계적으로 변화시켰을 때 維持時間이 40분에서 殘留오스테나이트양은 最大値(24%)가 된다.

(2) 基地組織이 下部베이나이트에서 上部베이나이트로 遷移하는 오스템퍼링溫度는 370°C이다.

(3) 維持時間이 10분 以內의 베이나이트 변태의 初期段階에서는 早期粒界脆性破壞로 引張强度와 延伸率은 最少値를, 40분에서 最大値가 된다.

(4) 오스템퍼링溫度가 상승함에 따라서 引張强度와 硬度値는 감소하며, 延伸率은 370°C 附近에서 極大値가 된다.

참 고 문 헌

(1) Sidney H. Avner, 1974. "Introduction to Physical Metallurgy." McGraw-Hill, 2th ed., pp. 423~460.

(2) John Dodd, 1978, "High Strength High Ductility Ductile Irons." Modern Casting, 68. No, 5, pp. 1~8.

(3) J.F. Janowak and P.A. Morton, 1984. "A Guide to Mechanical Properties Possible by Austempering 1.5%Ni-0.3%Mo Ductile Iron." AFS Trans., 92, pp. 489~498.

(4) T.N. Rouns and K.B. Rundman, 1984. "On the Structure and Properties of Austempered Ductile Cast Iron." AFS Trans., 121, pp. 815~827.

(5) 和出昇, 上田俶完, 1984, "球狀黑鉛鑄鐵の强じん化のためのオーステンパー處理條件", 鑄鐵の摩耗と材料特性, 鑄物第24委員會, 日本學術振興會, pp. 192~193.

(6) Y.J. Park and P.A. Morton, 1984, "Continuous Cooling Transformation and Austempering Behavior of Cu-Mo Ductile Irons", AFS Trans., 153, pp. 395~398.

(7) E. Dorazil, B. Barta and E. Munsterova, 1982, "High-Strength Bainitic Ductile Cast Iron", AFS Trans., 6, pp. 54~61.

(8) Yoshiyuki Tomita and Kunio Okabayashi, 1983, "Met Trans.", A Vol, 14A, p. 485.

(9) M. Johansson, 1977, "Austenitic-Bainitic Ductile Irons", AFS Trans., 85, p. 118.

(10) J.F. Janowak and R.B. Gundlach, 1983, "Development of Ductile Iron for Commercial Austempering", AFS Trans., 91, pp. 2~4.

(11) K.J. Irivine and F.B. Pickering, 1965, "Physical Properties of Martensite and Bainite", Report, No. 93, p. 145.